

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**“CORRELACIÓN ENTRE EL TIEMPO DE CALENTAMIENTO Y
DEGRADACIÓN DE LA CAPA NITRURADA EN PIEZAS DE ACERO H13”**

POR

RAÚL ENRIQUE ROSSAINZ BACHE

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

NOVIEMBRE, 2015

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO**



TESIS

**“CORRELACIÓN ENTRE EL TIEMPO DE CALENTAMIENTO Y
DEGRADACIÓN DE LA CAPA NITRURADA EN PIEZAS DE ACERO H13”**

POR

RAÚL ENRIQUE ROSSAINZ BACHE

**EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERIA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**


NOVIEMBRE, 2015

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis: **“CORRELACIÓN ENTRE EL TIEMPO DE CALENTAMIENTO Y DEGRADACIÓN DE LA CAPA NITRURADA EN PIEZAS DE ACERO H13”** realizada por el alumno Raúl Enrique Rossainz Bache, con número de matrícula 921926, sea aceptada para su defensa como opción al grado de **MAESTRÍA EN CIENCIAS DE INGENIERIA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

El Comité de Tesis


"MC Benito Sergio Garza Espinosa"
Asesor


"MC Roberto Alberto Mireles Palomares"
Revisor


"MC Daniel Ramirez Villarreal"
Revisor

Vo. Bo.


Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirección de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, 27 Noviembre del 2015

DEDICATORIA

El siguiente trabajo está dedicado principalmente a Dios por quien fueron hechas todas las cosas. Asi mismo quiero con este trabajo honrar a mi padre Raul Acosta Landin y a mi madre Martina Bache Garcia por su apoyo incondicional a lo largo no de la carrera sino de la vida entera. Mis Hijas Vivianne y Sara, espero ser un ejemplo para ellas, abrir brecha y que ellas empiecen sus vidas desde mis hombros. A Gabriela Reyes mi ayuda idónea.

TABLA DE CONTENIDOS

Resumen	4
Capítulo 1 Introducción	6
Capítulo 2 Extrusión de aluminio y sus herramientas.	8
2.1 Principios básicos de extrusión.	8
2.2 Extrusión de Aluminio	9
2.2.1 Productos de extrusión de Aluminio	9
2.2.2 Proceso de Extrusión directa de aluminio	14
2.2.3 Análisis de la extrusión	15
2.2.4 Flujo del aluminio durante el proceso	20
2.3 Herramental de Extrusión.	22
2.3.1 Requerimientos de herramental de extrusión.	22
2.3.2 Requerimientos de materiales para herramientas.	23
2.3.2.1 Acero H13 propiedades	23
2.3.3 Tratamientos térmicos en acero AISI H13	24
2.3.3.1 Diagrama de Fe_C	24
2.3.3.2 Temple y revenido.	28
2.3.3.3 Nitrurado	34
2.3.3.4 Precalentamiento	39
Capítulo 3 Antecedentes.	41
Capítulo 4 Hipótesis.	43

Capítulo 5 Metodología experimental.	44
Capítulo 6 Resultados y discusión.	47
Capítulo 7 Conclusiones.	55
7.1 Recomendaciones	56
Índice de Figuras	57
Índice de Tablas	59
Índice de Gráficos	60
Bibliografía	61
Apéndice A	62

RESUMEN

El presente trabajo aborda una problemática real de una empresa de extrusión de aluminio, cuyos herramentales son pieza clave en el proceso, ya que son estos los que le dan forma al metal. Debido a la complejidad de la fabricación de estos herramentales, su costo es elevado, alrededor de 1,000.00 USD cada uno, es por eso que su vida útil es un tema en particular que hay que cuidar. En el análisis de las causas de baja de un herramental, es por desgaste.

Mediante la observación empírica, se notó que los hornos de precalentamiento no son de atmosfera controlada, lo que podría estar provocando oxidación de las superficies.

Mediante una prueba se intentó establecer si había correlación con el desgaste de la superficie por oxidación y el tiempo que estaba dentro del horno a 450°C,

Se usaron 6 grupos de 3 testigos de acero H13 los cuales habían sido templados, revenidos y nitrurados; también analizados por metalografía para determinar el espesor de la capa nitrurada. Se colocaron en el horno y cada subgrupo fue extraído a un determinado tiempo teniendo muestras con 4, 8, 12, 16, 20, 24 horas de estadía en el horno.

Posterior a esto analizaron todas las muestras y se midió el espesor de la capa nitrurada nuevamente. Se encontró que todas las capas nitruradas eran

menores ahora, y que este decremento estaba correlacionado con el tiempo que habían estado en el horno, es decir que entre más tiempo en el horno mas decremento en el espesor de capa nitrurada.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCION

El amplio uso de las extrusiones de aluminio en las dos industrias más crecientes como la automotriz, y la construcción, hacen que este proceso tenga un buen impacto económico, El uso de aluminio como metal preferido en el proceso de extrusión también demuestra un impacto positivo con el medio ambiente. Debido a la alta reciclabilidad del aluminio a su aceptación como un metal estructural fiable entre los constructores, el aluminio extruido es una parte vital del movimiento actual de la edificación sustentable en todo el mundo

Una de las razones por las que es tan versátil es que se le puede dar todo tipo de geometría, y esto en gran medida se debe al desarrollo de los herramentales de acero que lo permiten. Por esta razón dentro de la extrusión el herramental es muy importante, ya que determinara la calidad dimensional del perfil, la estética superficial. El herramental esta optimizado para hacer pasar a través de él una cantidad en promedio de 14,000 toneladas de aluminio antes de que se desgaste y pierda exactitud de medidas; esto se hace mediante tratamientos térmicos de temple y revenido y nitrurado. Sin embargo en este trabajo se expone el caso en que se analizaron los herramentales que no cumplían con su

cuota mínima de toneladas, viendo que en su mayoría presentaban un desgaste prematuro que se traducía en espesores fuera de tolerancia.

CAPITULO 2

EXTRUSIÓN DE ALUMINIO Y SUS HERRAMENTALES

2.1 Principios básicos de extrusión.

La extrusión de metales es la que un billete, usualmente redondos, es presionado contra un herramental encargado de darle forma, alcanzando su posición de relevancia en la industria de la producción de productos semiterminados en el siglo veinte. El proceso se usaba principalmente para la producción de barras, alambre, tubos, y secciones en aleaciones de aluminio y de cobre. Sin embargo tubos de acero inoxidable, perfiles de acero, y productos semiterminados en otros metales también eran ampliamente producidos.

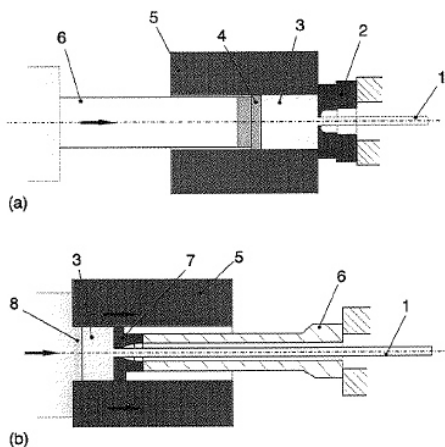


Fig. 2.1 Procesos de extrusión. a) extrusión directa, b) extrusión indirecta. 1 extrusión, 2 dado, 3 Lingote, 4 dummy Block, 5 container, 6 rama, 7 dummy block con dado, 8 herramienta de sello.

La figura 2.1 muestra los dos tipos de extrusión más importantes que existen:

- En la *extrusión directa*, una rama, usualmente con cojín de presión en un extremo, empuja el billet (en un contenedor fijo) contra el herramental con la forma deseada. El movimiento relativo toma lugar entre el contenedor y el billet.
- En la *extrusión indirecta*, por el contrario el herramental se coloca al frente de una rama hueca, la cual es presionada contra el billet colocado dentro del contenedor tapado del otro extremo, por lo que no existe movimiento relativo entre el billet y el contenedor.

Durante la extrusión, un esfuerzo de compresión se desarrolla dentro del billet, lo cual permite grandes deformaciones con un muy bajo riesgo de agrietamiento. La coeficiente que existe entre la sección transversal del billet y el área del perfil que se desea obtener se le llama coeficiente de extrusión. Normalmente cae en el rango de 10 a 100. En casos especiales como el cable de latón, este coeficiente puede ser de hasta 1000. Lo cual requiere extruir a una velocidad bastante lenta, aparte de una presión de prensa de hasta 1000 N/mm². Por lo tanto la extrusión de aluminio se ejecuta a temperaturas entre 400 °C y 500 °C, aleaciones de cobre se extruyen entre 600 y 900°C, y el acero inoxidable se extruye hasta 1250°C.

2.2 Extrusión de Aluminio

2.2.1 Productos de extrusión de Aluminio

El proceso de trabajo en caliente como lo es la extrusión, es usado para hacer productos semi-acabados, en la forma de barras, cintas, secciones sólidas, así como también secciones huecas o tubos. La extrusión como tal, llámese al hecho de hacer pasar metal a través de un herramental que le da forma al perfil, hace posible el fabricar perfiles con formas geométricas que no podrían ser hechos con ningún proceso en caliente. Las favorables

temperaturas de deformación para el aluminio puede ser soportado por el herramental o dado, lo que también hace posible que el aluminio tome diferentes flujos para volverse a soldar para formar tubos o secciones huecas.

Ahora bien, Ningún material ha sido usado como producto semiterminado como lo ha sido el aluminio en casi todas las áreas de la tecnología. Su propiedades mecánicas, su módulo de elasticidad, el ahorro en peso gracias a la baja densidad, calidad superficial, exactitud dimensional, una muy baja necesidad de maquinarlo, y facilidad de reciclaje, hace que el aluminio sea tanto económica como ambientalmente interesantes. Y a eso hay que agregar la versatilidad casi sin restricciones de los diseños que se pueden realizar.

Una de las razones de la predominancia del aluminio en extrusión es que su temperatura de trabajo está por debajo de la temperatura de recocido del acero con que se fabrican los herramentales. En años recientes, el desarrollo de herramentales de extrusión incluso para perfiles de gran dimensión ha sido particularmente exitoso. Esto ha hecho posible la fabricación de perfiles para ensamblar vagones de metro como lo podemos observar en la **fig. 2.2**

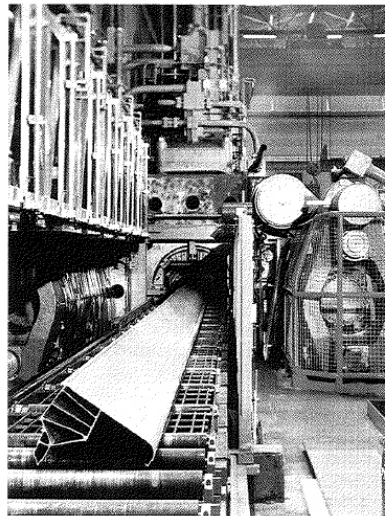


Fig 2.2 Sección larga de aluminio para los vagones del metro de San Francisco.

Aplicaciones automotrices. La industria automotriz ha estado vinculada con aleaciones de aluminio desde el principio. Carcazas de aluminio para la caja de

cambios y para motores, tienen registro en los últimos años del siglo XIX. En 1937, BMW ajusto un 328 reconocido automóvil deportivo de 2 plazas a un cuerpo de aluminio. En la manufactura de autos de carreras, la reconocida marca Silver Arrow, que era la unión de BMW y Mercedes Benz, usaron aleaciones de aluminio para producir un chasis mucho más ligero. Al final de los años 20's los primeros autobuses con cuerpo de aluminio fueron construidos, particularmente en Suiza. Después de la segunda guerra mundial, este desarrollo se incremento rápidamente y también el uso de aleaciones de aluminio en toda clase de vehículos. Al grado que actualmente después del acero el aluminio es el material mas importante en la fabricación de automóviles. Las principales aplicaciones han sido los vaciados de carcazas de cajas de cambios, pistones, cabezas de cilindros, rines, enfriadores de aceite o refrigerantes de agua, y en ocasiones para todo el cuerpo de autos de carreras, así como también se han usado perfiles de aluminio para la producción de marcos de ventanas, y componentes de seguridad. Este creciente uso de aleaciones de aluminio provee las siguientes ventajas a la industria automotriz:

- Reduce el peso del vehículo, ahorrando energía motriz.
- Reduce la contaminación al reducir la cantidad de gases que se expiden.
- Reduce los costos de mantenimiento.
- Reciclaje de aluminio.

Aplicaciones en maquinaria En el campo de la industria de la fabricación de maquinas eléctricas, los materiales mas dominantes eran aquellos con base hierro, sin embargo con el tiempo esto ha cambiado. Hay mas materiales que con sus características favorables han amenazado el dominio de las aleaciones de hierro. Durante mucho tiempo el uso de aluminio para manufactura de máquinas estuvo reservado para componentes pequeños, ya sea forjados, vaciados, o incluso extruidos. Pero las propiedades del aluminio, han revolucionado el diseño de componentes, motivando a usar cada vez más

extrusiones de aluminio en sus diseños debido a su exactitud dimensional, y la versatilidad de las formas que puede adoptar.

Un ejemplo de ello son las carcasas para motores eléctricos con sus disipadores de calor como lo vemos en la **fig 2.3** los cuales pueden ser obtenidos de extrusión, casi como producto terminado.

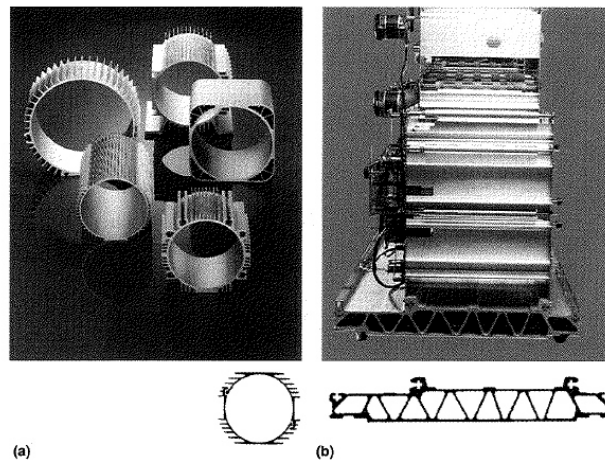


Fig 2.3 Extrusiones de aluminio para carcasas de motores de aluminio.

Actualmente muchos componentes de máquinas son hechos de extrusión de aluminio. Tales como las mesas de centro de maquinado, disipadores de calor, rotores de herramientas neumáticas, etc.

Arquitectura Después de la segunda guerra mundial, muchas ciudades en el oeste de Europa estaban destruidas, lo que originó un boom en la construcción en los 50's, esto aceleró la penetración del aluminio en la construcción. Hoy el aluminio es uno de los materiales más importantes en el ramo de la construcción. Con el tiempo este metal, gana mejor aceptación con superficies decorativas, y propiedades de resistencia a la corrosión.

Las fachadas de aluminio son usadas normalmente en grandes Tiendas de marca, corporativos, bancos y demás oficinas. Con el tiempo se han desarrollado sistemas de construcción flexibles por lo que pueden ser

instalados fácilmente. La base de la extrusión provee soporte para la fachada y es invisible después de instalarla. **Fig 2.4** Una gran cantidad de Aluminio que se usa para la construcción es para ventanas y puertas, las cuales conforman una parte central dentro de la construcción. El proceso de extrusión hace posible hasta los mas ambiciosos diseños de ventanas decorativas, diseños que no serían posibles con otros materiales como acero o madera, aunado a los tratamientos de superficie como anodizado pueden tener un fuerte impacto en la apariencia del total de la fachada. **Fig 2.5**

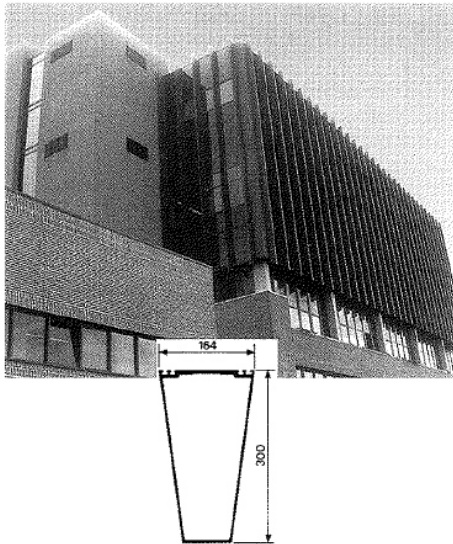


Fig. 2.4 Fachada de aluminio de la oficina postal en Odense, Dinamarca, con la sección usada para soporte vertical.

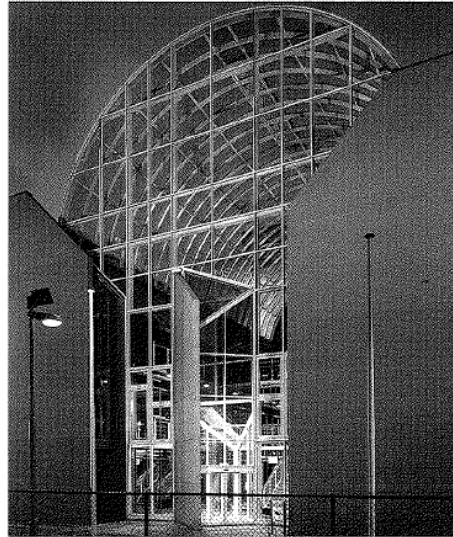


Fig. 2.5 Fachada de vidrio y aluminio, techo curvo sobre la entrada del Euro-Cetus-Complex en Amsterdam, Holanda

2.2.2 Proceso de Extrusión directa de aluminio

El proceso de extrusión directa comienza con el establecimiento del tocho dentro del contenedor, la rama ejerce presión axial, mientras que la extrusión del otro lado del dado puede ser jalada por un “puller”, cuando la rama se ha desplazado el total de la longitud del tocho el proceso para y se separa el contenedor del dado, y de ahí se vuelve a empezar, se anexa **fig 2.6**

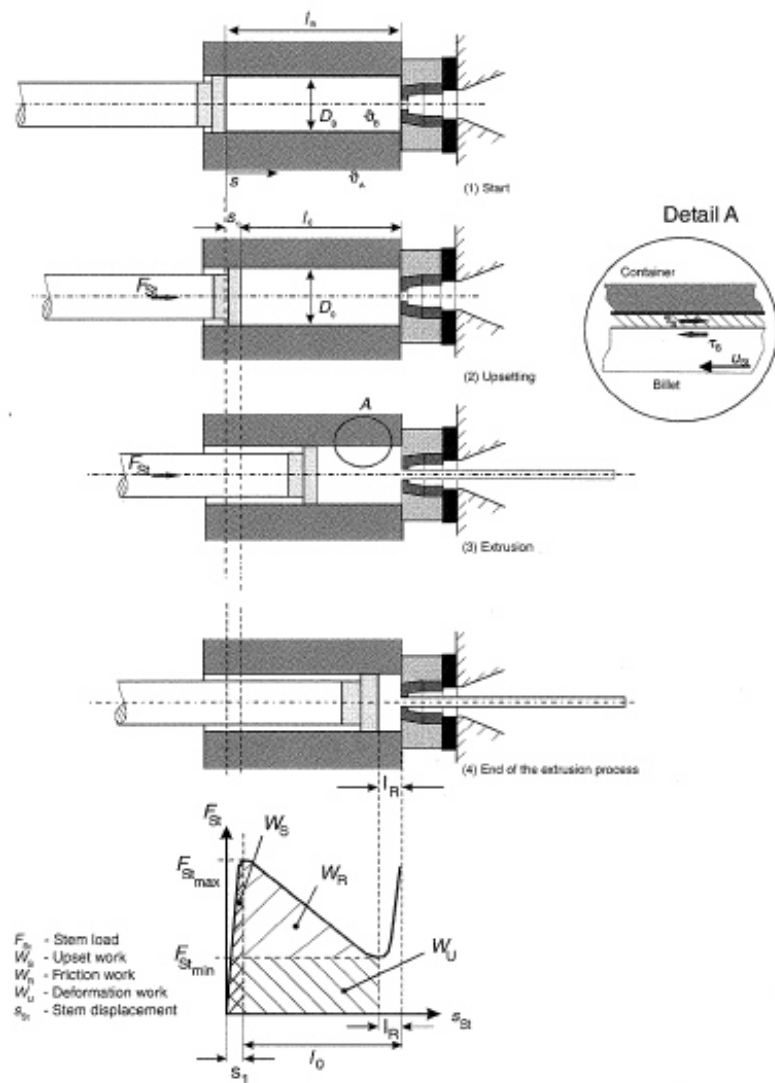


Fig 2.6 Secuencia del proceso de extrusión directa, a, contra, b, porta-dado, c, dado, d, contenedor, e, tocho, f, dummy block, g, rama.

2.2.3 Análisis de la extrusión

Usaremos la **fig. 2.7** como referencia para nuestra revisión de algunos parámetros de extrusión. El diagrama asume que tanto el tocho como la extrusión tienen una sección redonda transversal.

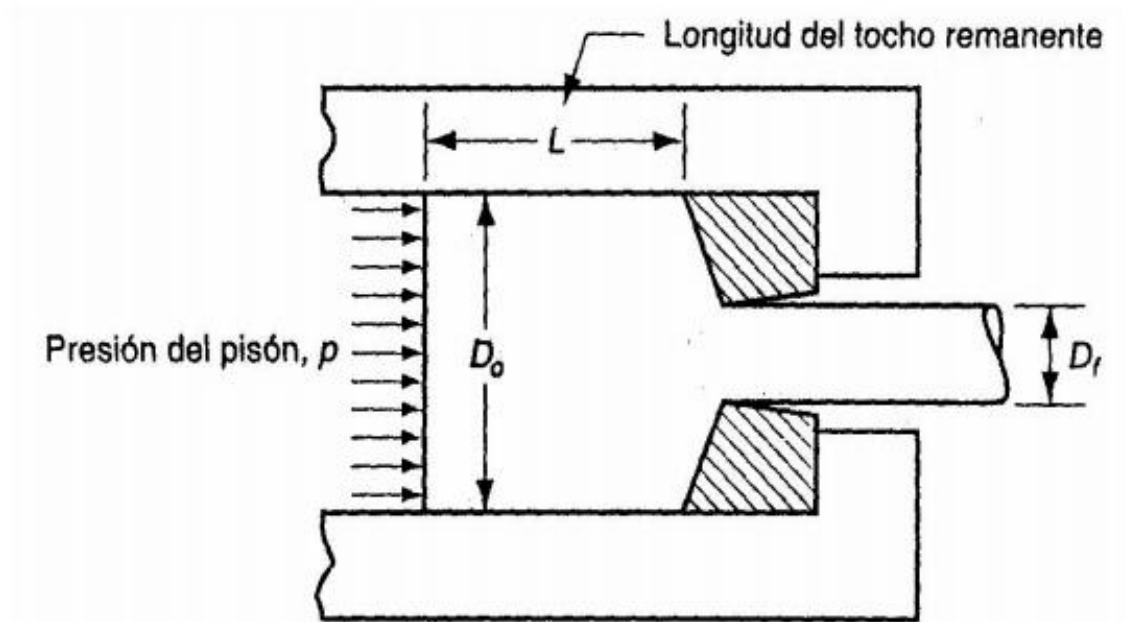


Fig. 2.7 Presión y otras variables en la extrusión directa.

Un parámetro importante es la relación de extrusión también llamada relación de reducción. La relación se define como:

$$r_x = \frac{A_0}{A_f} \quad (2.1)$$

Donde:

r_x = relación de extrusión;

A_o = área de la sección transversal del tocho inicial, (mm²)

A_f = área final de la sección recta de la parte extruida, (mm²)

La relación se aplica tanto para la extrusión directa como para la indirecta. El valor de r_x se puede usar para determinar el esfuerzo real en la extrusión, dado que la deformación ideal ocurre sin fricción y sin trabajo redundante:

$$\varepsilon = \ln r_x \quad (2.2)$$

La presión aplicada por el pistón para comprimir el tocho a través de la abertura del dado se describe en la fig. 2.7 y se puede calcular bajo la suposición de deformación ideal como sigue:

$$p = \bar{Y}_f \varepsilon_x \quad (2.3)$$

Donde:

\bar{Y}_f = esfuerzo de fluencia promedio durante la deformación, (MPa).

De hecho, la extrusión no es un proceso sin fricción, y las ecuaciones anteriores subestiman totalmente la deformación y la presión en una operación de extrusión. La fricción existe entre el dado y el material de trabajo, a medida que el tocho se comprime y pasa a través de la abertura del dado. En la extrusión directa, también existe la fricción entre la pared interna del contenedor y la superficie del tocho. La fricción incrementa la deformación experimentada por el metal. Por tanto, la presión real es mayor que la obtenida en la ecuación 2.3, que supone una extrusión sin fricción. Se han sugerido varios métodos para calcular la deformación real y la presión del pistón asociada en la extrusión. La siguiente ecuación empírica propuesta por Johnson [1] para estimar la deformación de extrusión ha ganado considerable reconocimiento:

$$\varepsilon_x = a + b \ln r_x \quad (2.4)$$

Donde:

ϵ_x = deformación de extrusión,

a y b son constantes empíricas para el ángulo del dado. Los valores típicos de estas constantes son $a = 0.8$ y $b = 1.2$ a 1.5 . Los valores de a y b tienden a aumentar cuando se incrementa el ángulo del dado.

En la extrusión directa, el efecto de fricción entre las paredes del recipiente y el tocho ocasiona que la presión del pisón sea más grande que para la extrusión indirecta. Podemos escribir la siguiente expresión que aísla la fuerza de fricción en el recipiente de la extrusión directa:

$$\frac{P_f \pi D_0^2}{4} = \mu p_0 \pi D_0 L \quad (2.5)$$

Donde:

P_f = presión adicional requerida para superar la fricción, (MPa).

$\pi D_0^2/4$ = área de la sección transversal del tocho, (mm²).

μ = coeficiente de fricción en la pared del recipiente.

p_0 = presión del tocho contra la pared del contenedor.

$\pi D_0 L$ = área de la interface entre el tocho y la pared del recipiente, (mm²).

El miembro a la derecha de la ecuación indica la fuerza de fricción entre el tocho y la pared del contenedor, el lado izquierdo, la fuerza adicional del pisón para superar dicha fricción. En el peor de los casos, ocurre adherencia a la pared del recipiente con lo cual el esfuerzo de fricción iguala la resistencia a la fluencia cortante del metal de trabajo:

$$\mu p_0 \pi D_0 L = Y_s \pi D_0 L$$

Donde

Y_s = resistencia a la fluencia cortante, (MPa).

Si asumimos que $Y_s = 2Y_f$, entonces P_f reduce a:

$$P_f = \overline{Y}_f \frac{2L}{D_0}$$

Con base en este razonamiento se puede usar la siguiente fórmula para calcular la presión del pisón en la extrusión directa:

$$p = \overline{Y}_f \left(\epsilon_x + \frac{2L}{D_0} \right) \quad (2.6)$$

Donde:

El término $2L / D_0$ representa la presión adicional debida a la fricción en la interface contenedor-tocho.

L es la porción de la longitud del tocho remanente para extrudirse.

D_0 es el diámetro original del tocho.

Nótese que p disminuye al reducirse la longitud remanente del tocho durante el proceso. En la **fig. 2.8** se presentan las curvas típicas de la presión del pisón en función de la carrera del pisón para la extrusión directa e indirecta. La ecuación 2.6 probablemente sobreestima la presión del pisón. Las presiones podrían ser menores que los valores calculados por esta ecuación con una buena lubricación.

La fuerza del pisón en la extrusión directa es simplemente la presión p de la ecuación 2.3 multiplicada por el área del tocho A_0 .

$$F = pA_0 \quad (2.7)$$

Donde F = fuerza del pisón en extrusión, (N).

El requerimiento de potencia para llevar a cabo la operación de extrusión es simplemente:

$$P = Fv \quad (2.8)$$

Donde

P = potencia, (J/s).

F = fuerza del pistón, (N).

v = velocidad del pistón, (m/s).

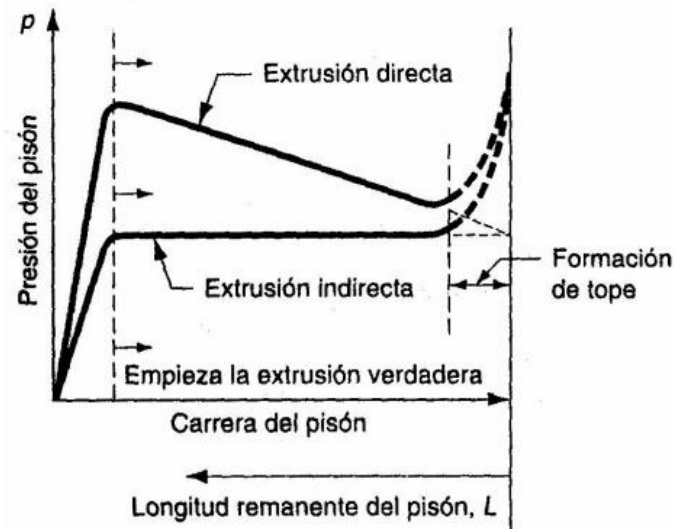


Figura 2.8 Gráficas típicas de la presión contra la carrera del pistón (y la longitud remanente del tocho) para extrusión directa e indirecta. Los valores más altos de la extrusión directa resultan de la fricción en las paredes del recipiente. La forma de la acumulación de la presión al inicio de la gráfica depende del ángulo del dado (mayores ángulos del dado significan acumulaciones de presión más pronunciadas). El incremento de presión al final de la carrera se relaciona con la formación del tope.

2.2.4 Flujo del aluminio durante el proceso

En extrusión existen 4 tipos de flujo como se muestran en la **Fig. 2.9**, los cuales se definen de la siguiente manera.

- **Flujo tipo S:** es el flujo ideal donde se asume que no hay fricción entre el billets y las paredes del contenedor ni la superficie del dado, es una condición puramente teórica que no sucede en la realidad.
- **Flujo Tipo A:** aplica para billets homogéneos, con baja fricción entre el billet y el container, así como también una fricción significativa entre el billet y la superficie frontal. Se caracteriza por contar con una zona muerta, y una zona de corte bastante angosta.
- **Flujo Tipo B:** aplica para tochos homogéneos que tienen alta fricción entre el tocho y contenedor, y también entre la parte frontal, tiene mayor zona muerta que el tipo A, y una zona de corte mas gruesa.
- **Flujo Tipo C:** mismas condiciones de fricción que el tipo B pero con un tocho no homogéneo. Esto sucede cuando las propiedades de la superficie del tocho son significativamente superiores a las del centro de la barra.

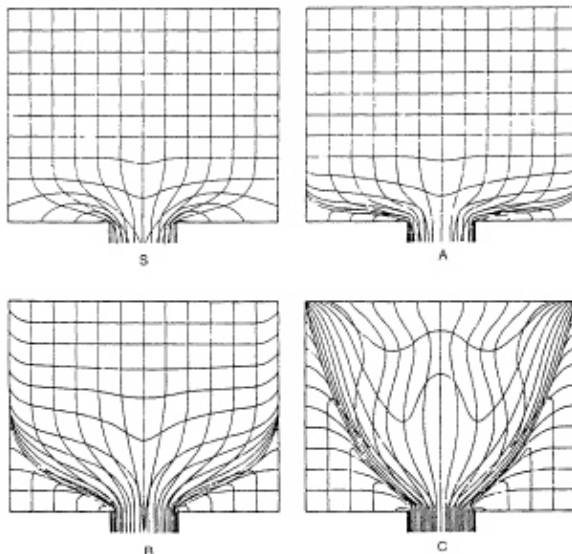


Fig 2.9 Tipos de flujo en extrusión directa

En la extrusión de aluminio, el flujo tipo B describe mejor lo que sucede durante el proceso, aunque tiene sus particularidades como lo vemos en la **Fig. 2.10**, el flujo tipo B1 es también frecuente en la extrusión de aluminio.

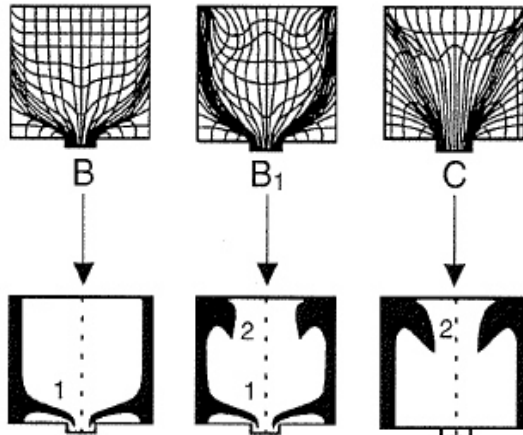


Fig. 2.10 Tipos de flujo para extrusión de aluminio

2.3 Herramental de Extrusión.

2.3.1 Requerimientos de herramental de extrusión.

El herramental usado para la extrusión debe cumplir con las siguientes requerimientos:

- Material para trabajo a altas temperaturas.
- Permitir velocidades de extrusión optimas (10 a 35 metros/minuto).
- Asegurar uniformidad del flujo del aluminio a través del dado, así como también asegurar la soldadura de los perfiles huecos.
- Tener bajos costos de mantenimiento.
- Ofrecer un proporción favorable de costo/rendimiento.
- Ofrecer estabilidad dimensional, exactitud de forma, y calidad superficial, asi como una buena vida útil.
- Asegurar que los dados extruyan igual que el primero que se hizo de prueba, en lo posible.

2.3.2 Requerimientos de materiales para herramientas.

Los dados de extrusión de aluminio están sometidos a fricción, desgaste, alta temperatura, presión, esfuerzos cortantes y torsión, por lo que el material con que se fabrica debe cumplir con las siguientes características:

- Resistencia a la temperatura combinada con valores óptimos de resistencia al creep y fatiga.
- Tenacidad a altas temperaturas.
- Resistencia a las fluctuaciones de temperatura.
- Conductividad térmica.
- Resistencia química al contacto del aluminio.

Dadas los requerimientos del proceso los aceros más ampliamente usados para este propósito en particular son los aceros grado herramienta, y más particularmente para la extrusión es el acero AISI H13.

2.3.2.1 Acero H13 propiedades

Acero para trabajar en caliente de gran resistencia en caliente y al desgaste en estado caliente, de buena tenacidad y resistencia a fisuras por recalentamiento. Se presta para el enfriamiento en agua o en aire. Tiene aplicación en herramientas para trabajar en caliente sometidas a esfuerzos elevados, tales como punzones y matrices para prensar, cilindros, receptores para la extrusión de barras y tubos metálicos, herramientas de extrusión por impacto en caliente para la fabricación de cuerpos huecos, herramientas para la fabricación de tuercas, tornillos, remaches y bulones. Herramientas para fundición a presión, herramientas para prensar piezas perfiladas, elementos de matrices, cuchillas para cortar en caliente.

Tabla 2.1

Composición química en porcentaje del acero H13 (valores aproximados)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.39	1.10	0.40	5.20	1.40	0.95

Dentro de sus principales características podemos mencionar: resistencia media a la decarburización, alta templabilidad, muy baja distorsión y excelente resistencia al choque térmico, ver tabla 2.2, cuenta con un grado de

maquinabilidad de 60% a 70% en estado recocido. Su nivel de tenacidad es el mas alto de los aceros grado herramienta, además de tener media resistencia a la erosión debido a sus altos contenidos de vanadio y dureza a altas temperaturas.

Tabla 2.2

Características de procesamiento y servicio en aceros grado herramienta grupo H (base cromo).

AISI	Resistencia a la Decarburización	Dureza y Templado				Fabricación y Servicio			
		Templabilidad	Cantidad de Distorsión	Resistencia al Cracking	Dureza Aprox, HRC	Maquinabilidad	Tenacidad	Dureza al Rojo	Resistencia al Desgaste
H 10	Media	Profundo	Muy bajo	Excelente	39-56	Media-Alta	Alta	Alta	Media
H 11	Media	Profundo	Muy bajo	Excelente	38-54	Media-Alta	Muy alta	Alta	Media
H 12	Media	Profundo	Muy bajo	Excelente	38-55	Media-Alta	Muy alta	Alta	Media
H 13	Media	Profundo	Muy bajo	Excelente	38-53	Media-Alta	Muy alta	Alta	Media
H 14	Media	Profundo	Bajo	Excelente	40-47	Media	Alta	Alta	Media
H 19	Media	Profundo	A, bajo; O, medio	Alto	40-57	Media	Alta	Alta	Media-Alta

2.3.3 Tratamientos térmicos en acero AISI H13

El tratamiento térmico es la manipulación térmica que involucra tiempo y temperatura con la finalidad de provocar en los materiales cambio estructurales que impliquen cambios de propiedades, ya sea mecánicas o eléctricas.

2.3.3.1 Diagrama de Fe_C

En aceros la base de todo tratamiento termico es el diagrama Fe-C el cual es un mapa que puede usarse para trazar la secuencia de operaciones de un tratamiento térmico o termomecánico en un acero dado. El diagrama Fe-C se usará sólo como una guía, dado que la mayoría de los aceros contienen otros elementos además del carbono que modifican las posiciones de los límites de los campos de fases. El uso del diagrama Fe-C es limitado a causa de que algunos tratamientos térmicos se realizan para producir estructuras fuera de

equilibrio, mientras que otros, apenas se acercan al mismo. No obstante, el conocimiento de los cambios que tienen lugar en el acero cuando se acerca al equilibrio en un dado campo de fase o de aquellos que resultan de una transformación de fase, provee la base científica para los tratamientos térmicos de los aceros.

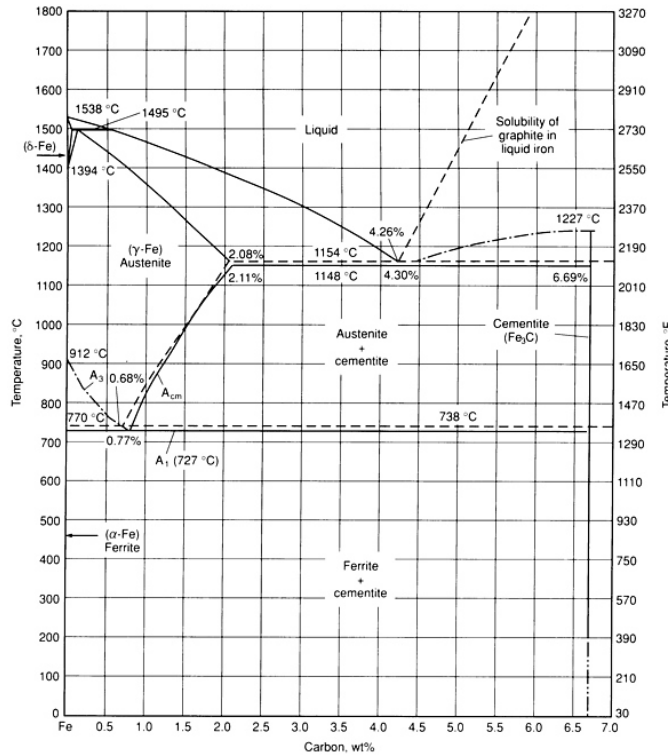


Fig 2.11 Diagrama Fe-C

El acero puede tener las siguientes fases de equilibrio:

1. Ferrita (α). Consiste en átomos de hierro con estructura cristalina BCC y átomos de carbono en los sitios intersticiales. La cantidad de átomos de carbono presentes en la ferrita es pequeña. La ferrita es una fase muy suave, dúctil y magnética.

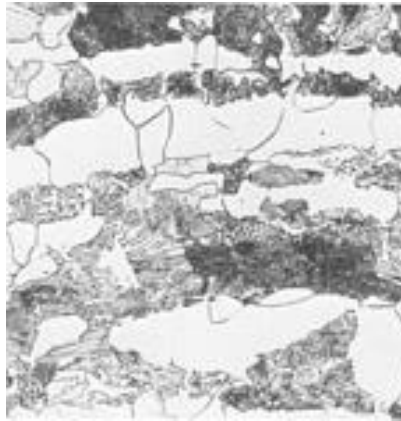


Fig. 2.12 Muestra de acero 1040 completamente recocido, mostrando una microestructura ferrite-perlita, siendo la ferrite la superficie clara. Atacado con 4% picral y 2% nital, 500X.

2. Austenita (γ). Consiste en átomos de hierro con estructura FCC y átomos de carbono en los sitios intersticiales. Presenta menor suavidad y ductilidad que la ferrita. Es una fase no magnética.

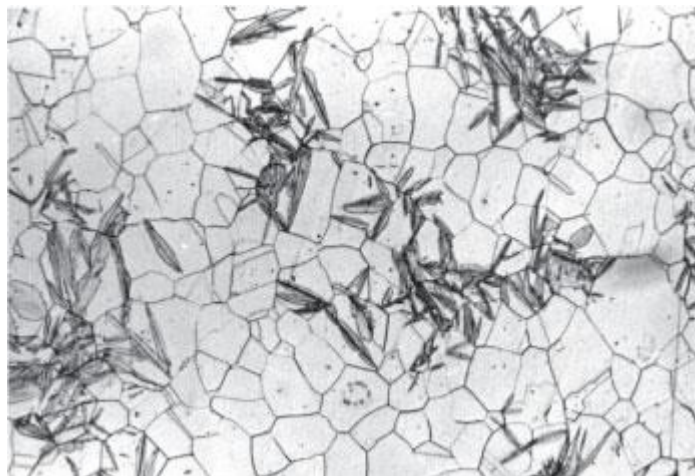


Fig. 2.13 Micrografía de un acero templado, se puede observar la martensita en contraste con el fondo de austenita. 500X

3. Cementita (Fe_3C). También se llama Carburo de Hierro. Es un compuesto intermetálico. Es una fase muy dura y frágil.
4. Perlita. Es una fase que resulta de la reacción eutectoide del acero.

La reacción eutectoide permite que la austenita en estado sólido se transforme en ferrita y cementita, ambas también en estado sólido. Esta transformación es similar a la reacción eutética, por lo que la fase resultante tiene una apariencia similar al sólido eutético.



Fig 2.14 Micrografía de un acero al carbón 1040 normalizado, exhibe una microestructura predominantemente perlítica, (86.5% ferrita, 13.5% cementita). Atacada con Nital 5% , 1000X.

2.3.3.2 Temple y revenido.

El templeado es una operación mediante la cual los aceros elevan su dureza; éste consiste en calentar el material a temperatura de la región de austenización, para posteriormente enfriar el acero en algún medio que permita el temple (agua, aceite, salmuera, sales o aire), por otro lado el revenido produce una estructura óptima en el material, mediante ciclos de calentamiento del material.

EL acero H13 necesita ser templado para cumplir con los requerimientos del procesos de extrusión y dar la forma al aluminio. A continuación se describirá el proceso en términos de austenización, enfriamiento (temple) y revenido.

Austenización.

Las bases de los tratamientos térmicos para todos los aceros para herramientas radica en el hecho que cuando son calentados, ocurre un cambio estructural. La mezcla de hierro y carbono que existe en el acero a bajas temperaturas se transforma a austenita cuando se supera la temperatura crítica del material durante el calentamiento. La austenización es la operación de calentamiento más crítica ejecutada en los aceros para herramientas. Las excesivas temperaturas de austenización o el tiempo prolongado de calentamiento en ocasiones puede resultar en una distorsión excesiva, crecimiento anormal del grano, pérdida de ductilidad y baja resistencia. Esta premisa se cumple principalmente para aceros rápidos, los cuales con frecuencia son austenizados a temperaturas cercanas al punto de fusión del material. Sin embargo calentar el material por debajo de su temperatura crítica se traduce en una baja dureza y baja resistencia al uso del material. Al momento de enfriar la pieza, de modo de templarla, si el centro de la herramienta es más frío que el exterior puede ocurrir una fractura en las esquinas, particularmente con los aceros endurecidos en agua. Previo al tratamiento térmico, todas las superficies del material deben estar libres de descarburización.

La austenización es el proceso en el cual se da la partición final del elemento aleado entre la matriz austenítica, (la cual se transformará a martensita) y el carbono retenido. Esta partición compone la química, las fracciones de volumen y la dispersión del carburo retenido. Estos carburos no sólo contribuyen a la resistencia al uso del material, sino que controlan el tamaño del grano austenítico. De esta manera, si la austenización es ejecutada a muy altas temperaturas, es que se puede producir un crecimiento en el grano el cual es indeseable, así como el carbono aleado incrementa su grosor o se disuelve en la austenita.

Los elementos aleados no interrumpidos en el carbono retenido se encuentran en solución en la austenita, y así el carbono provee un mecanismo importante por el cual la composición de la austenita se estabiliza. De modo que la composición de la austenita establece la habilidad del material a endurecer, la temperatura M_s (que es la temperatura a la que la martensita se comienza a formar cuando el material se enfría), el contenido de austenita retenida, y el potencial secundario de endurecimiento del acero para herramientas.

Para el caso particular del acero H13 se logra la transformación austenítica en un rango de temperatura de 995-1025°C (1825-1875°F), durante un tiempo de 30 a 45 min por pulgada de espesor. En la Fig 2.15 vemos un Diagrama CCT (Transformación de enfriamiento continuo) en el cual se expresa diferentes tiempo enfriamientos.

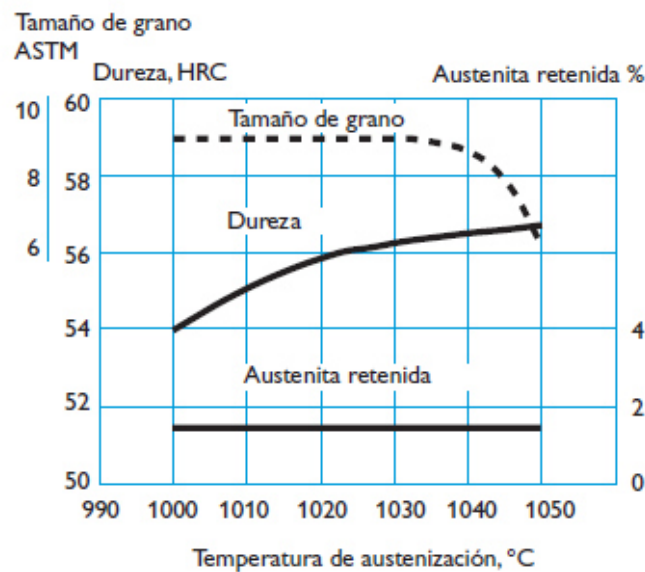


Fig 2.15 Dureza y tamaño de grano en función de la temperatura de austenización

Enfriamiento.

El enfriamiento del material cuando éste se encuentra a temperatura de austenización, se puede realizar en agua, salmuera, aceite, sal, gas inerte o aire, todo esto dependiendo de la composición y la sección transversal o grosor de la pieza. Es importante precisar que el medio enfriador, debe enfriar la pieza lo suficientemente rápido de manera que se obtenga una dureza total. Sin embargo es poco común usar un medio enfriador con una capacidad de enfriar que exceda los requerimientos, porque puede producirse una fractura o distorsión en la pieza.

Los aceros para herramientas deben ser enfriados durante un lapso de tiempo suficiente para que la descomposición de la austenita comience; Al aire o enfriamiento con presión positiva (2 bar mínimo) o al aceite interrumpido por debajo de 65°C (150°F). Se recomienda un rango mínimo de enfriamiento de aprox. 25°C (50°F) por minuto desde 980°C (1800°F) hasta bajar por debajo de 650°C (1200°F), para lograr máxima resistencia al impacto (tenacidad), el tiempo de enfriado juega un papel importante ya que minimiza la distorsión de la pieza sin afectar la dureza.

.

Temperatura de austenización 1025°C. Tiempo de mantenimiento 30 minutos.

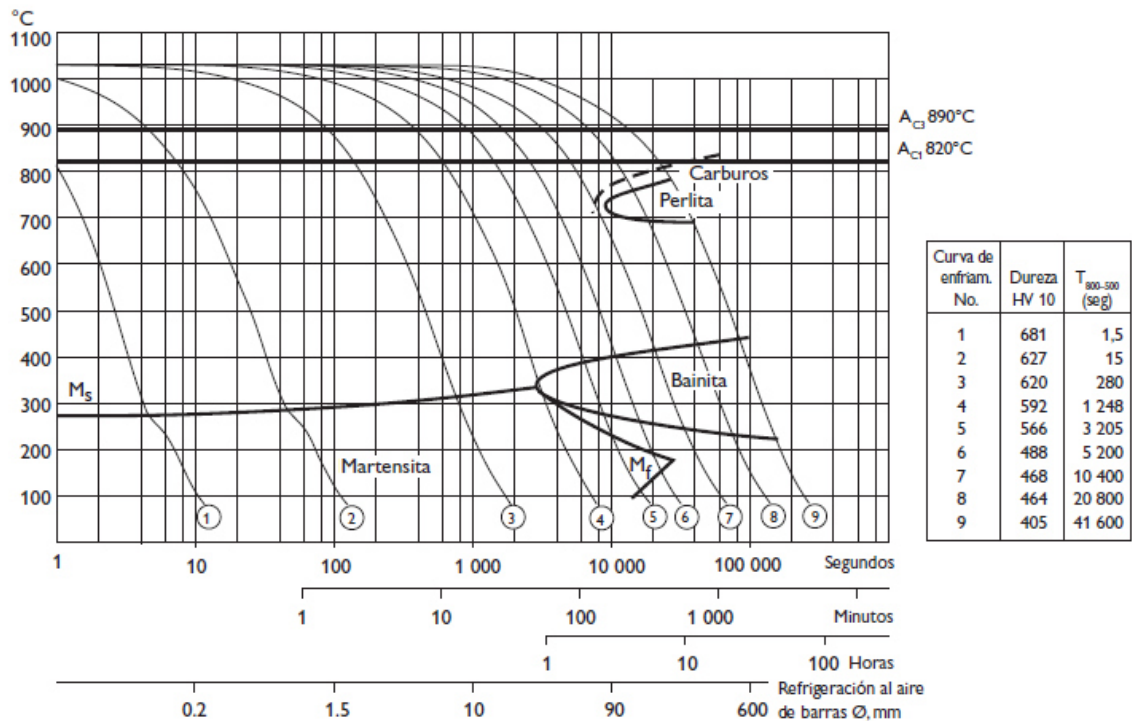


Fig 2.16 Diagrama CCT (Transformación Enfriamiento Continuo) donde se muestran diferentes tipos de enfriamientos, las fases obtenidas y sus resultados en términos de Dureza.

Revenido.

Este tratamiento modifica las propiedades de los aceros templados para producir una combinación de resistencia y dureza más deseable. La estructura de los aceros para herramientas templados, es una mezcla heterogénea de austenita retenida, martensita no revenida y carburos. Por lo regular más de un ciclo de revenido es necesario para producir una estructura óptima; normalmente es deseable transformar toda la austenita retenida, para así asegurar una dureza completa, mejorar la resistencia y minimizar la distorsión durante el servicio de la pieza.

Los cambios que ocurren en la micro estructura de aceros endurecidos durante este proceso depende en gran parte del tiempo y la temperatura; el tiempo no debe ser menor a una hora para cualquier ciclo. Es así que, en el

revenido el tiempo debe ser el suficiente para que la temperatura sea distribuida uniformemente, esto es especialmente cierto para temperaturas bajas de revenido y para herramientas que cuentan con secciones grandes. Un revenido adecuado depende en determinar la correcta temperatura así como la carga y el espacio adecuado dentro de la carga, para así obtener un calentamiento uniforme.

Para un acero H13 es necesario seleccionar la temperatura de revenido de acuerdo con la dureza solicitada empleando como guía el grafico de revenido que se muestra a continuación (**fig 2.17**). Revenir como mínimo tres veces para aplicaciones de fundición inyectada y un mínimo de dos para aplicaciones de forja y extrusión, con un enfriamiento intermedio a temperatura ambiente. Tiempo mínimo de mantenimiento a la temperatura, 2 horas. *El revenir en el rango de temperaturas de entre 500–550°C para conseguir la dureza final deseada, resultará en una tenacidad más baja.*

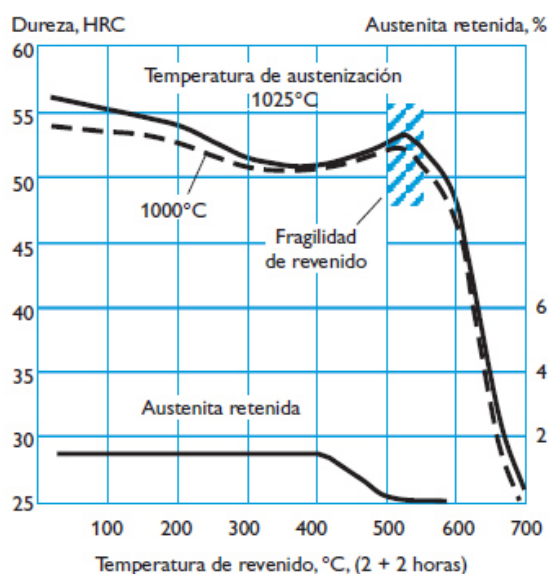


Fig 2.17 Grafico de revenido para acero H13.

Proceso de temple y revenido

De esta manera y considerando las pautas para el tratamiento térmico podemos trazar un diagrama parecido al que apreciamos en la Fig. 2.18, un diagrama tiempo temperatura con 3 revenidos aunque sabemos que para aplicaciones de extrusión solo se necesitan dos.

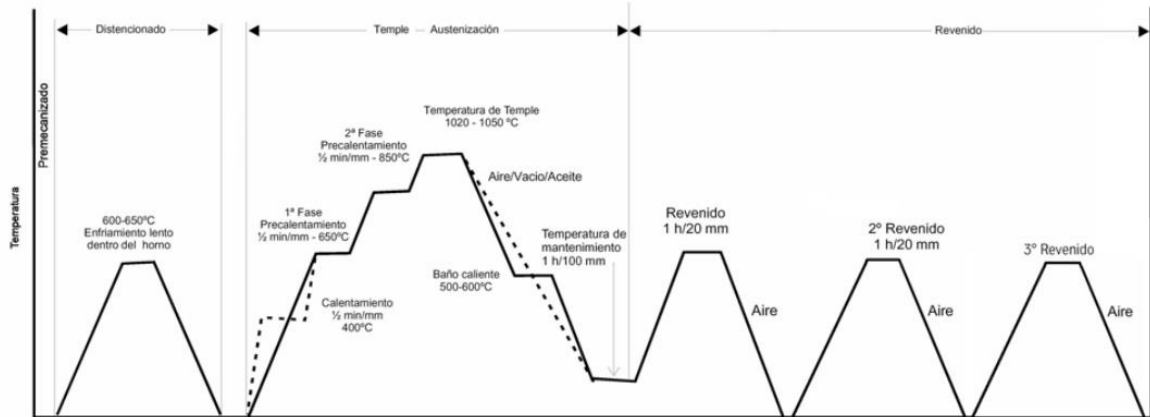


Fig 2.18 Diagrama tiempo temperatura para el Acero H13.

2.3.3.3 Nitrurado

Se trata de un tratamiento térmico realizado a temperaturas relativamente bajas (500-570° C), que proporciona nitrógeno en la superficie del acero y su difusión hacia el interior, consiguiéndose durezas elevadas. Se aplica normalmente en piezas de acero previamente templado y revenido para lograr un núcleo resistente, capaz de soportar las cargas externas a que están sometidas y que se tramiten a través de la capa dura. El nitrógeno que se incorpora al acero a 500-570°C, tiene, a esa temperatura, una velocidad de difusión mayor que el carbono, disminuyendo con el incremento de la temperatura.

Ventajas

- Dureza elevada: pueden quedar valores de HV 650 a 1100 según el material que se utiliza. Las capas con dureza elevada son menos tenaces que las de menores valores de HV. La capa nitrurada confiere resistencia al desgaste.
- Resistencia a la corrosión: después del nitrurado, los aceros resisten mejor la acción corrosiva del agua dulce, agua salada y atmósferas húmedas, que los aceros ordinarios. Por eso se suele utilizar el nitrurado en piezas que deben sufrir ciertos agentes corrosivos. La resistencia está dada por la capa más superficial de nitrurado, la más externa.
- Ausencia de deformaciones: como la temperatura de proceso no es elevada y no es necesario enfriar rápidamente, se evitan los grandes inconvenientes por deformaciones.
- Nitrurado selectivo: se pueden proteger perfectamente de la nitruración las superficies que no se desean endurecer, dejando libres las áreas que desean tratarse.
- Retención de dureza a elevada temperatura: las capas nitruradas conservan la dureza hasta los 500° C, si no es muy prolongado el período de calentamiento. Esta retención de la dureza es superior a otros tratamientos térmicos como cementación, temple por inducción, etc. que, por tener estructura martensítica, la pierden muy rápidamente a partir de los 200° C.
- Incremento de resistencia a la fatiga: la distorsión de la red cristalina por la difusión del nitrógeno incrementa la resistencia a la fatiga. Además disminuye los efectos de entalla y corrosión.

Fases Fe-N

El Fe puede formar con el N distintas combinaciones, tal como se muestra en el diagrama de equilibrio en la **Fig 2.19** El Fe en estados líquido y sólido disuelve poco N, por ello el diagrama se preparó a temperaturas intermedias con ayuda de difusión. Se pueden observar las siguientes fases:

a) la fase α tiene la estructura cúbica de cuerpo centrado del Fe α (se la denomina α ferrita). Puede mantener en solución a 590° C, alrededor de 0,1 % N; esta solubilidad desciende al disminuir la temperatura para ser de sólo 0,001 % a 20° C.

b) la fase γ es cúbica de caras centradas, los átomos de N se encuentran entre los de Fe γ . Es una red semejante a la austenita, que se encuentra a temperaturas superiores a 590° C, el contenido máximo de N es 2,8 % a 650° C. Para 2,4 % N existe un eutectoide que, por enfriamiento rápido pasa a braunita, un constituyente oscuro, que en el enfriamiento lento se descompone en una estructura laminar, similar a la perlita, constituida por las fases γ' y α .

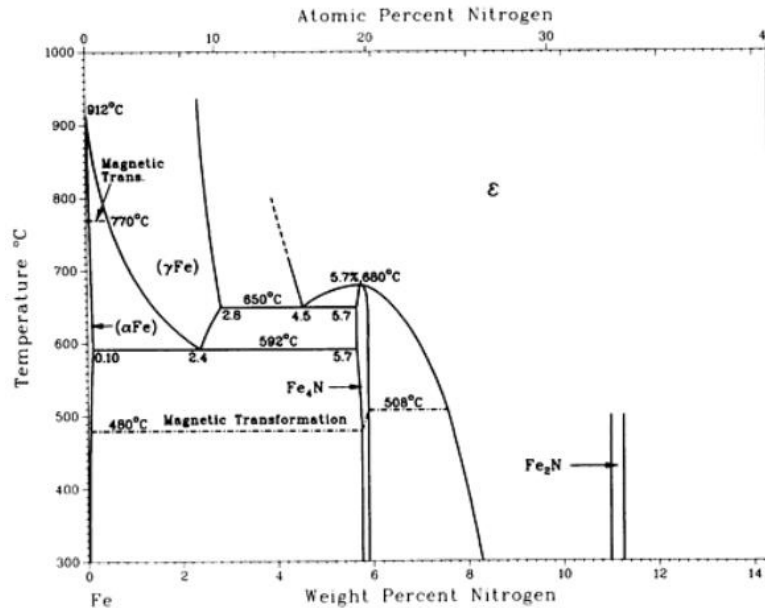


Fig 2.19 Diagrama de equilibrio Fe-N

c) La fase γ' también tiene red FCC con los átomos de N entre los de Fe. Es una combinación química de composición variable entre 5,7 y 6,1 % de N, que correspondería a la fórmula Fe_4N . d) La fase ε es hexagonal y los átomos de N ocupan espacios entre los iones metálicos. Es una solución sólida de composición variable entre 8,15 y 11,0 % de N; se suele colocar Fe_xN , siendo x un valor cercano a 3. En el extremo máximo, de 11% de N, correspondería a Fe_2N . e) Además hay otra estructura con 11,7 % N, que pertenece al sistema ortorrómbico y es la fase δ , normalmente no alcanzable en un nitrurado controlado.

Estructuras de nitruración

Cuando se nitruran los aceros al C a temperaturas de 700 a 800° C, se obtienen capas relativamente duras pero frágiles y no tienen aplicación industrial, debido a la aparición de braunita que se forma encima de 550° C. En la sección transversal de un acero nitrurado a 600° C (superior a lo normal), se observa que la capa periférica está constituida por los siguientes

componentes: una zona clara exterior de nitruros Fe_2N y Fe_4N , otra de braunita oscura, otra de carácter laminar (ferrítica o perlítica según el % de C del acero) con pequeña cantidad de Fe_4N entre los espacios del αFe y finalmente la capa interior con leve αFe y agujas de Fe_4N , después del núcleo inalterado del acero. Cuando la nitruración se realiza a temperaturas correctas, como son 570°C para el caso de sales, o $500\text{-}570^\circ\text{C}$, si la nitruración se realiza con gases, la estructura de la capa nitrurada puede alcanzar las dos capas características: Zona de compuestos: verdadera superficie de resbalamiento antifricción con un espesor de capa variable de 5 a $15\text{ }\mu\text{m}$ para sales, y 5 a $25\text{ }\mu\text{m}$ para nitruración gaseosa, y una dureza aproximada de $\text{HV}_{0,1}$ 650 a 1000. Está formada principalmente por el nitruro $\epsilon\text{-Fe}_{2-3}\text{N}$, algo de γ' , leve % de $\alpha\text{Ferrita}$. Para la nitruración en sales puede contener algo de Fe_3C . La observación al microscopio presenta un aspecto de capa blanca cuya principal característica es su elevada resistencia al desgaste y a la corrosión. Zona de difusión: Mientras la absorción de carbono (en el caso de sales), queda limitada a la "zona de compuestos", el nitrógeno se difunde desde la superficie hacia el núcleo del material; su profundidad depende del tiempo de nitruración, de la temperatura y de la clase de acero a tratar. La presencia de nitrógeno en un acero al carbono se pone de manifiesto mediante el enfriamiento al aire. Si la pieza es enfriada al agua, el nitrógeno queda en solución no siendo visible al microscopio, pero efectuando un revenido a 300°C durante una hora, parte del nitrógeno se precipita el nitruro γ' , Fe_4N , en forma de agujas. Fig. 2.20 La característica principal de la zona de difusión, es la elevada resistencia a la fatiga que confiere a las piezas nitruradas, aumentando dicho valor en más de un 90%, lo que permite una mayor carga de trabajo especialmente en piezas que, por sus condiciones mecánicas, estén solicitadas a esfuerzos de flexión y torsión.

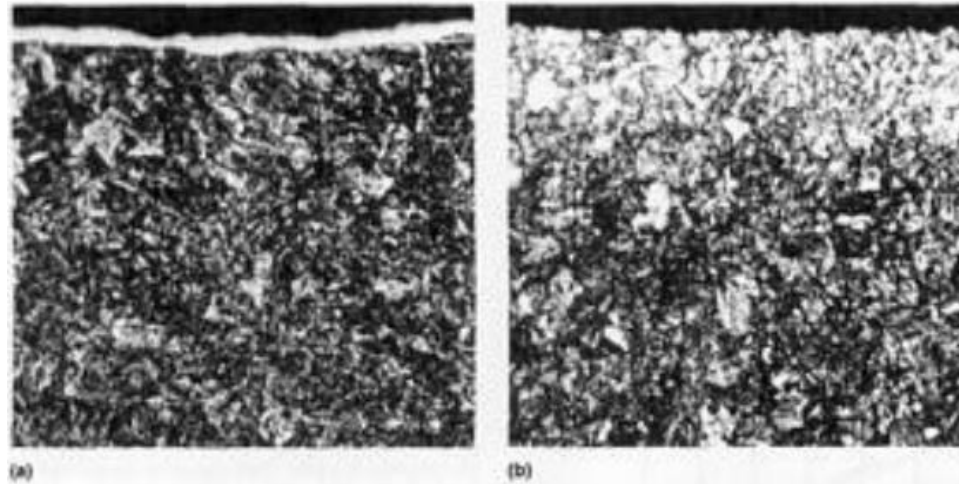


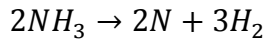
Fig. 2.20 Microestructura de acero SAE 4140 templado y revenido luego de (a) nitruración gaseosa por 24 h a 525 °C con 20 a 30 % de disociación: capa blanca (Fe_2N) de 0.005 a 0.0075 mm, nitruros de hierro y martensita revenida. (b) nitruración gaseosa por 5 h a 525 °C con 20 a 30% de disociación seguido de una segunda etapa de 20 h a 565 °C con 75 a 80% de disociación: esta gran disociación provoca la ausencia de la capa blanca y la estructura final resulta una capa de difusión de nitruros en una matriz de martensita revenida. Las muestras fueron templadas en aceite desde 845 °C, revenidas por 2 h a 620 °C, y la superficie activada con fosfato de manganeso antes de nitrurar. Nital 2% 400x

Proceso de nitruración gaseosa.

Todos los tipos de aceros se pueden nitrurar con éxito a la presión atmosférica mediante nitrógeno atómico procedente de la descomposición de combinaciones nitrogenadas, por ejemplo, el amoníaco. La nitruración por amoníaco se produce en 3 etapas:

- 1) Disociación térmica del amoníaco.
- 2) Absorción del N por el Fe_α para formar primeramente solución sólida y después nitruro de hierro (Fe_4N).

3) Difusión del nitrógeno hacia el interior del acero. La reacción se interpreta como



El N no absorbido inmediatamente pasa a molecular y ya no actúa como nitrurante.

2.3.3.4 Precalentamiento

El acero H13 siendo diseñado para trabajo en caliente, es decir, para ser sometido a esfuerzos de todo tipo a altas temperaturas (500° y 700°C), es por esto que es necesaria la práctica de pre-calentar el herramental antes del trabajo, puede adquirir mejores propiedades mecánicas como lo podemos ver en la **tabla 2.3** la cual muestra los resultados de pruebas de resistencia al impacto (tenacidad) en probetas precalentadas a diferentes temperaturas:

Tabla 2.3

Efecto de pre-calentamiento temperaturas elevadas en la resistencia al impacto (tenacidad): Templado a 1010°C (1850°F), enfriamiento al aire, doble revenido a la dureza indicada. Dureza original HRC a temperatura ambiente. Los especímenes de Charpy con entalla en V, subsecuentemente calentados a las temperaturas de prueba como se indica.

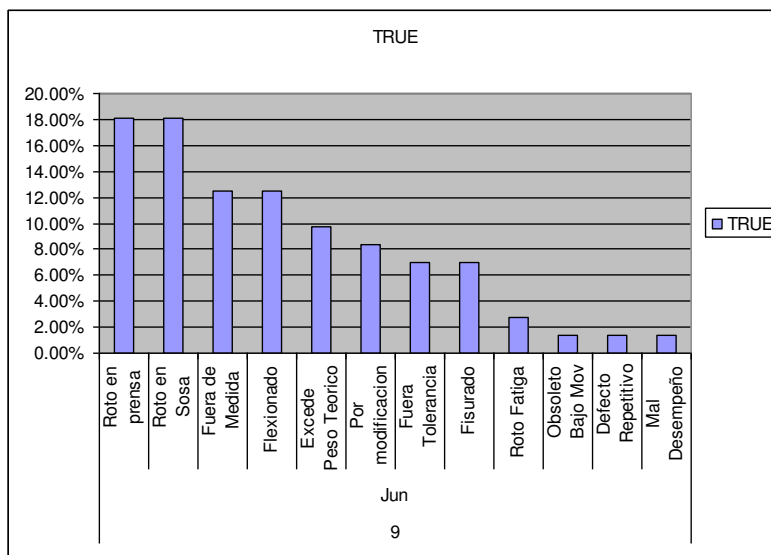
Dureza Original HRC a 21°C	Resistencia al Impacto Joules (ft-lbs.)				
	Temperatura de Prueba Charpy con Entalla en V				
	21°C (70°F)	260°C (500°F)	540°C (1000°F)	565°C (1050°F)	595°C (1100°F)
52	14 (10)	30 (22)	34 (25)	34 (25)	---
47	24 (18)	41 (30)	45 (33)	---	43 (32)
43	24 (18)	51 (38)	60 (44)	---	57 (42)

CAPITULO 3

ANTECEDENTES

Actualmente en Cuprum Perfiles se define la vida útil de los dados de 18 toneladas extruídas para herramientas para productos huecos y 10 toneladas extruídas para herramientas sólidos; esto por el nivel de desgaste que diferencia uno del otro . En el mes de junio de año en curso la distribución de los defectos se mostraba de la siguiente manera.

Gráfico 3.1.- Pareto de causas de baja temprana en el mes de junio de 200



Los análisis previos nos dieron pie para analizar los dados rotos, y lo que se encontró fue, que a pesar que los parámetros del material estaban dentro de

especificación (propiedades mecánicas y químicas), las superficies ya se encontraban corroídas, decarburizadas, y la capa nitrurada que de por si es frágil en zonas de sección delgada hacen que se vuelva mas frágil.

El objetivo de este estudio es analizar el efecto que tiene el tiempo que pasan el acero H13 dentro de los hornos de precalentamiento sobre la capa nitrurada. Los herramentales de acero H13 templados y revenidos y posteriormente nitrurados se precalientan antes de instalarlos en la prensa a una temperatura de 450°C y tienen sistema de recirculación de aire para homogenizar la temperatura.

CAPITULO 4

HIPÓTESIS

Dadas las condiciones de precalentamiento estas podrían estar degradando la superficie nitrurada, oxidando y decarburizando, lo que lleva a un desgaste de la superficie en contacto con el aluminio, reduciendo su vida útil, y aumentando el espesor transversal de la extrusión. Por lo que podemos resumir la hipótesis del presente trabajo en el siguiente enunciado:

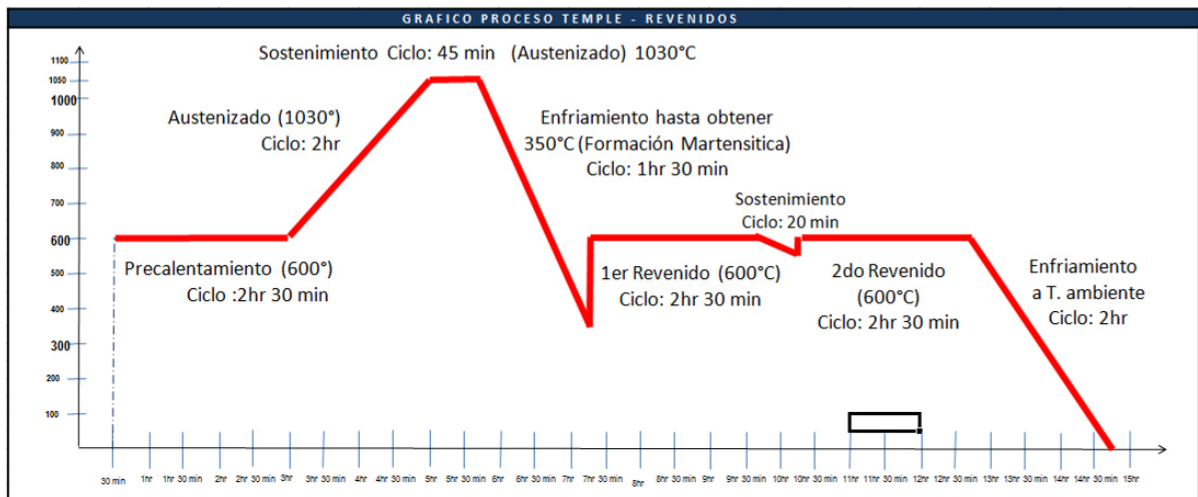
- Hay correlación entre el tiempo de precalentamiento y la reducción del espesor de capa nitrurada.

CAPITULO 5

METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

Se tomaron 18 testigos de 1 x 1 x 1 cm de acero H13 templado y revenido bajo las siguientes condiciones:

Gráfico 5.1: esquema de tratamiento térmico de temple y revenido.



De los cuales se dividieron en subgrupos de 3, cada uno se pulió con lija Struers de 320 por los 6 lados cada uno, y se metieron a nitrurar a 525°C durante 10 hrs.

Los testigos nitrurados se marcaron con números consecutivos y se montaron en resina termofraguante, se pulieron a acabado espejo cada una con el objetivo de medir el nitrurado inicial de cada pieza, se registraron los valores, y se desmontaron para hacer la prueba en el horno de precalentamiento.

Los testigos ya desmontados del 1 al 18 se acomodaron en canastas de acero recocido en subgrupos de 3 testigos cada una. Las canastas a su vez se colocaron en el horno de precalentamiento cada una numerada. La distribución de los testigos es la siguiente.

Tabla 5.1

Subgrupos de muestras.

Subgrupo	Muestras	T horno (hrs)
S1	1, 2 y 3	4
S2	4, 5 y 6	8
S3	7, 8 y 9	12
S4	10, 11 y 12	16
S5	13, 14 y 15	20
S6	16, 17 y 18	24

En la tabla anterior se muestra el tiempo en horas que estuvieron cada subgrupo dentro del horno; también se colocó un termopar para monitorear los cambios de temperatura. A continuación se inició de nueva cuenta el proceso de metalografía descrito anteriormente para analizar tanto capa nitrurada y capa de óxidos.

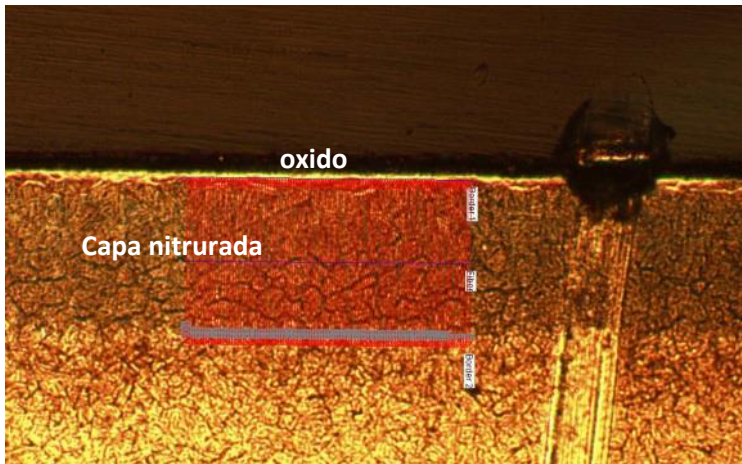


Figura 5.1 esquema de medición de capa nitrurada y capa de óxidos.

CAPITULO 6

RESULTADOS Y DICUSIÓN

La capa nitrurada de los testigos se midió tomando 3 lecturas del espesor y se obtuvieron los siguientes valores:

Tabla 6.1

	Espesor de capa nitrurada inicial (μm)			
	A0	B0	C0	Prom nt-i
Muestra 1	107.04	107.13	105.79	106.65
Muestra 2	111.69	110.14	108.71	110.18
Muestra 3	106.96	108.89	100.77	105.54
Muestra 4	110.84	106.00	123.56	113.47
Muestra 5	117.29	117.61	111.65	115.52
Muestra 6	145.38	140.57	129.66	138.54
Muestra 7	126.59	141.93	120.72	129.75
Muestra 8	99.47	119.79	116.33	111.86
Muestra 9	135.91	128.81	124.14	129.62
Muestra 10	146.29	129.15	125.76	133.73
Muestra 11	116.23	137.11	110.12	121.15
Muestra 12	138.15	129.06	129.80	132.34
Muestra 13	75.48	89.76	94.11	86.45
Muestra 14	109.18	120.35	112.25	113.93
Muestra 15	114.75	117.37	115.11	115.74
Muestra 16	134.23	127.69	136.27	132.73
Muestra 17	116.92	126.63	115.10	119.55
Muestra 18	114.83	120.89	118.25	117.99

Después de la prueba en el horno se hicieron los testigos se volvieron a montar y hizo uso del analizador de imágenes para medir la capa nitrurada en los

mismos puntos donde se realizó el primer análisis con el objetivo de medir si existe una diferencia entre la primer medición de la capa nitrurada y la medición de esta misma después de estar expuesta a un ambiente rico en oxígeno y una temperatura de 450°C.

Tabla 6.2

Muestra	Espesor de capa nitrurada final			
	A1	B1	C1	Prom nt-f
Muestra 1	106.60	104.55	106.80	105.98
Muestra 2	109.55	110.09	104.56	108.07
Muestra 3	106.02	104.43	99.85	103.43
Muestra 4	112.61	104.16	122.03	112.93
Muestra 5	106.48	106.99	107.40	106.96
Muestra 6	132.29	138.98	133.99	135.09
Muestra 7	115.53	126.00	109.44	116.99
Muestra 8	80.20	113.46	107.76	100.47
Muestra 9	127.09	112.71	102.45	114.08
Muestra 10	113.95	117.47	111.90	114.44
Muestra 11	108.93	111.27	104.82	108.34
Muestra 12	116.46	101.03	115.08	110.86
Muestra 13	52.06	48.96	58.61	53.21
Muestra 14	93.11	102.10	84.60	93.27
Muestra 15	95.17	95.75	104.22	98.38
Muestra 16	123.66	118.31	114.95	118.97
Muestra 17	102.59	103.52	104.22	103.44
Muestra 18	101.26	113.49	103.69	106.15

Cada subgrupo de 3 testigos tuvo un tiempo determinado dentro del horno, y en función de esto las muestras tuvieron un desgaste en su superficie, véase APENDICE A.

Así mismo la diferencia de las medias de las 9 mediciones inicial y final de cada subgrupo nos indica el grado de deterioro de la capa nitrurada con respecto al tiempo en el horno a 450°C.

Tabla 6.3

Diferencia de medias entre subgrupos en función de tiempo.

Subgrupo	Maestra	T horno hr	m Nt-i	m Nt-f	ΔNt	T-test
S1	1, 2 y 3	4.00	107.46	105.83	1.63	0.03
S2	4, 5 y 6	8.00	123.44	118.33	5.11	0.02
S3	7, 8 y 9	12.00	123.74	110.52	13.23	0.00
S4	10, 11 y 12	16.00	126.95	111.21	15.74	0.00
S5	13, 14 y 15	20.00	105.37	81.62	23.75	0.00
S6	16, 17 y 18	24.00	123.42	109.52	13.90	0.00

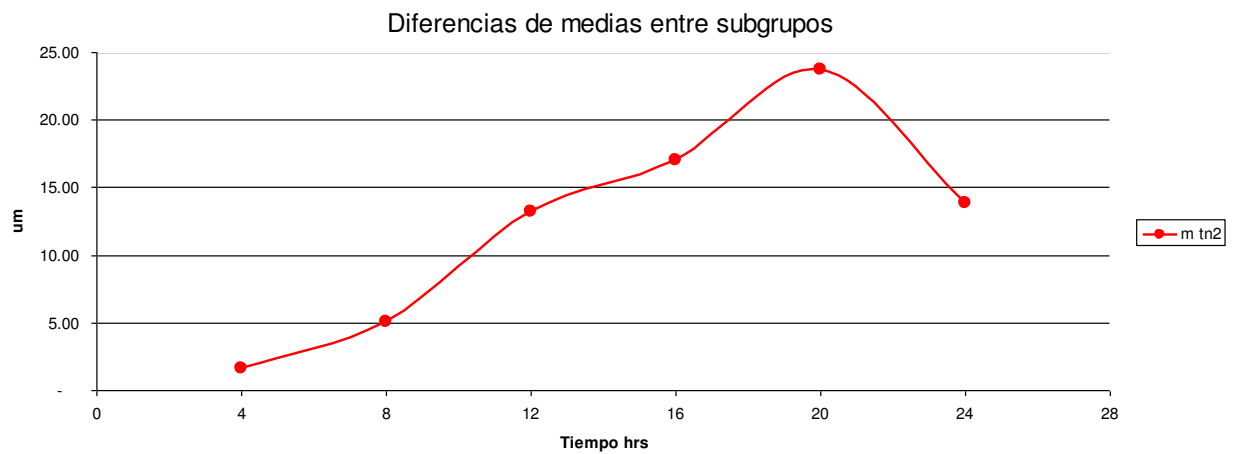


Grafico 6.1.- Diferencia de medias de capa nitrurada entre subgrupos en función de tiempo.

El grafico 6.1 nos indica que el desgaste de la superficie nitrurada es proporcional al tiempo durante hasta las primeras 20 horas dentro del horno. Teniendo esto en cuenta se puede hacer una regresión lineal para obtener el modelo matemático que obedece a la siguiente formula:

$$\hat{y} = b_0 + b_1x \quad (6.1)$$

De acuerdo con el método de mínimos cuadrados los valores de b_0 y b_1 se obtendrán de la siguiente manera:

$$b_1 = \frac{\sum xy - \frac{\sum x \sum y}{n}}{\sum x^2 - \frac{(\sum x)^2}{n}} \quad b_0 = \bar{y} - b_1\bar{x} \quad (6.2)$$

Teniendo las sumatorias para

Tabla 6.4

Sumatorias y promedios para cálculo de modelo de regresión lineal

Subgrupo	Maestra	T horno hr=x	m Nt-i	m Nt-f	$\Delta Nt=y$	x ²	XY	y ²
S1	1, 2 y 3	4.00	107.46	105.83	1.63	16.00	6.52	2.66
S2	4, 5 y 6	8.00	123.44	118.33	5.11	64.00	40.9066667	26.15
S3	7, 8 y 9	12.00	123.74	110.52	13.23	144.00	158.7333333	174.97
S4	10, 11 y 12	16.00	126.95	111.21	15.74	256.00	251.857778	247.78
S5	13, 14 y 15	20.00	105.37	81.62	23.75	400.00	475.066667	564.22
Σ		60.00			59.47	880.00	933.08	1,015.78
Promedio		12			11.89			

Sustituyendo los valores de la tabla 6.4 en la ecuación 6.2

$$b_1 = \frac{(933.08) - \frac{(60)(59.47)}{5}}{(880) - 5(12)^2} = 1.37 \quad b_0 = 11.89 - 1.37(12) = -4.57$$

Es así como obtenemos los valores de b_0 y b_1 en la ecuación lineal 6.1 obteniendo así la ecuación que nos sirve como modelo matemático para este experimento:

$$\hat{y} = -4.57 + 1.37x$$

La medida de fuerza de la relación linear de la ecuación obtenida es el coeficiente de correlación,

$$R = \frac{\sum xy - \frac{\sum x \sum y}{n}}{\sqrt{(\sum x^2 - n\bar{x}^2)(\sum y^2 - n\bar{y}^2)}} \quad 6.3$$

Sustituyendo los valores de la tabla 6.4 en la ecuación anterior obtenemos

$$R = \frac{(933.08) - \frac{(60)(59.47)}{5}}{\sqrt{((880) - 5(12)^2)((1015.78) - 5(11.89)^2)}} = 0.987$$

Dado que el valor obtenido para R es muy cercano a 1 se puede establecer la correlación linear.

De la misma manera la capa de óxido se midió en tres puntos de cada muestra y se calculó el promedio de cada subgrupo para verificar si existe correlación entre el espesor y el tiempo dentro del horno a 450°C.

Tabla 6.5

Diferencia de medias entre subgrupos en función de tiempo

Subgrupo	Muestras	Tiempo	m Ox
S1	1, 2 y 3	4	4.82
S2	4, 5 y 6	8	9.24
S3	7, 8 y 9	12	15.24
S4	10, 11 y 12	16	18.52
S5	13, 14 y 15	20	23.03
S6	16, 17 y 18	24	21.46

Graficando los valores de tiempo en el eje de x, y los valores de espesor de capa de óxido en el eje de y:

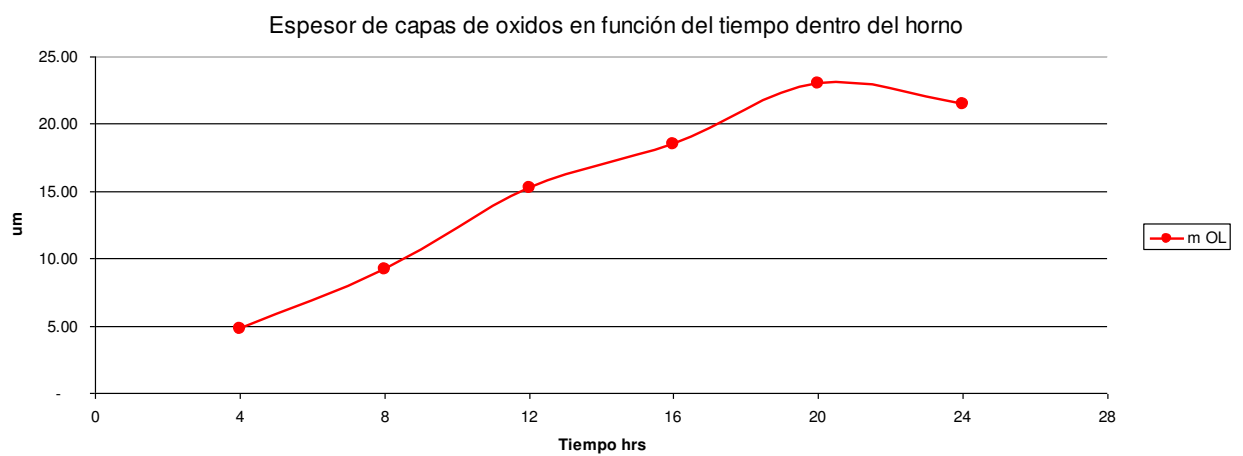


Gráfico 6.2 Espesores de capa de óxido en función de tiempo.

Dada la grafica observada se puede observar que existe correlación en la formación de oxido en la superficie y el tiempo de precalentamiento, el modelo matemático para este fenómeno se puede calcular de la misma manera en que se calculó para la degradación de la capa nitrurada.

Tabla 6.6 Sumatorias y promedios para cálculo de modelo de regresión lineal

Subgrupo	Muestras	Tiempo = x	m Ox = y	x ²	XY	y ²
S1	1, 2 y 3	4	4.82	16	19.29	23.26
S2	4, 5 y 6	8	9.24	64	73.89	85.32
S3	7, 8 y 9	12	15.24	144	182.87	232.24
S4	10, 11 y 12	16	18.52	256	296.29	342.92
S5	13, 14 y 15	20	23.03	400	460.64	530.47
Σ		60	70.85	880	1032.99	1214.21
Promedio		12	14.17			

Sustituyendo los valores de la tabla 6.6 en las ecuaciones 6.2 y 6.3 obtenemos que:

$$b_1 = \frac{(1032.99) - \frac{(60)(70.85)}{5}}{(880) - 5(12)^2} = 1.14 \quad b_0 = 14.17 - 1.14(12) = .49$$

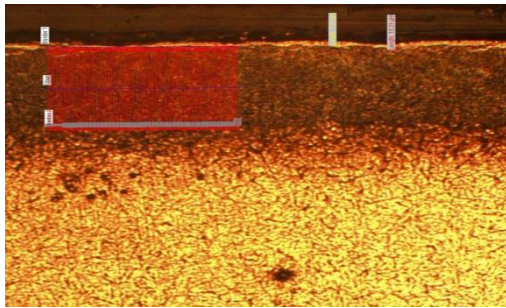
Sustituyendo los valores de b_0 y b_1 en la ecuación 6.1 tenemos que el modelo matemático para esta regresión quedaría de la siguiente manera:

$$\hat{y} = 0.46 + 1.14x$$

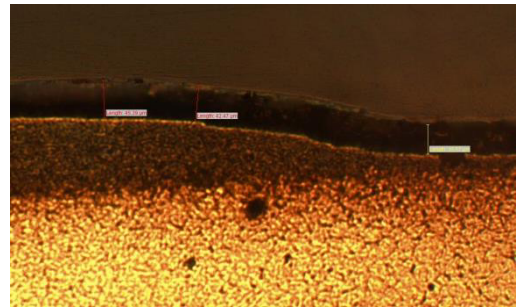
Con un índice de correlación R:

$$R = \frac{(1032.99) - \frac{(60)(70.85)}{5}}{\sqrt{((880) - 5(12)^2)((1214.21) - 5(14.17)^2)}} = 0.987$$

Por lo que podemos establecer que si existe correlación entre la formación de óxidos en la superficie y el tiempo que pasa en el horno a una temperatura de 450°C.

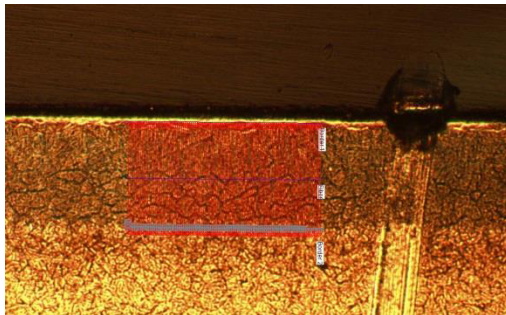


a)

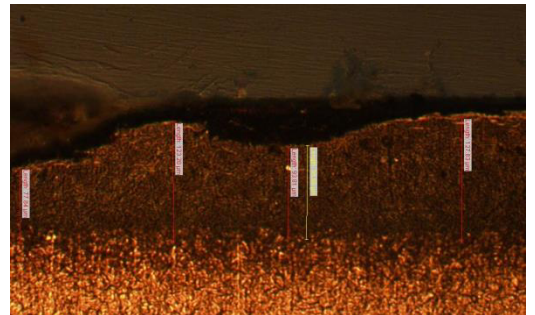


b)

Fig 6.1 a) Metalografía del testigo del subgrupo 4 antes de la prueba, b) Metalografía de la misma muestra después de 16 hrs dentro del horno de precalentamiento a 450°, se nota un desprendimiento de la capa nitrurada.



a)



b)

Fig. 6.1 a) Metalografía del testigo del subgrupo 4 antes de la prueba, b) Metalografía de la misma muestra después de 24 hrs dentro del horno de precalentamiento a 450°, se nota un desprendimiento de la capa nitrurada.

CAPITULO 7

CONCLUSIONES

Dados los resultados de la prueba en cuanto al espesor de capa nitrurada podemos decir que el deterioro de esta depende en gran medida al tiempo que se pasa dentro del horno, la razón por la que la gráfica demuestra que solo existe correlación significativa hasta las 20 hrs de prueba es porque la capa de óxido impide que esta se siga deteriorando, ver ANEXO I.

La formación de capa de óxido, a su vez es también proporcional al tiempo en el horno, hasta las 20 horas, lo que significa que la misma capa de óxido impide que se siga oxidando más lo que se llama pasivación.

No obstante desprendimientos de hojuelas de capa nitrurada se observaron en el subgrupo 4 que se calentó durante 16 horas; este fenómeno se hizo más frecuente incluso aun cuando la capa de óxidos se estabiliza a las 24 hrs.

7.1 Recomendaciones

Existen estrategias que pueden evitar este desgaste e incrementar la vida útil que se pueden analiza en trabajos posteriores, una de ellas es tener hornos con atmosfera de nitrógeno, los cuales impedirán que el aire oxide la superficie de los herramentales; esto también implica una inversión de cerca de los \$500,000 dls. Sin embargo existen opciones mas económicas, las llamadas pinturas masking, evitara que las superficie tenga contacto con la atmosfera rica en oxígeno, evitando la degradación de la capa nitrurada.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA	PG
Fig 2.1 Procesos de extrusion. a) extrusion directa, b) extrusión indirecta.	8
Fig 2.2 Sección larga de aluminio para los vagones del metro de San Francisco.	10
Fig 2.3 Extrusiones de aluminio para carcazas de motores de aluminio.	12
Fig. 2.4 Fachada de aluminio de la oficina postal en Odense, Dinamarca, con la sección usada para soporte vertical.	13
Fig. 2.5 Fachada de vidrio y aluminio, techo curvo sobre la entrada del Euro-Cetus-Complex en Amsterdam, Holanda	13
Fig 2.6 Secuencia del proceso de extrusión directa, a, contra, b, porta-dado, c, dado, d, contenedor, e, tocho, f, dummy block, g, rama	14
Fig. 2.7 Presión y otras variables en la extrusión directa.	15
Figura 2.8 Gráficas típicas de la presión contra la carrera del pistón para extrusión directa e indirecta.	19
Fig 2.9 Tipos de flujo en extrusión directa	20
Fig. 2.10 Tipos de flujo para extrusión de aluminio	21
Fig 2.11 Diagrama Fe-C	25
Fig. 2.12 Muestra de acero 1040 completamente recocido, mostrando una microestructura ferrite-perlita,	26
Fig. 2.13 Micrografia de un acero templado, se puede observar la martensita en contraste con el fondo de austenita. 500X	26
Fig 2.14 Micrografia de un acero al carbón 1040 normalizado, exhibe una microestructura predominantemente perlítica,	27

FIGURA	PG
Fig 2.15 Dureza y tamaño de grano en función de la temperatura de austeniación	29
Fig 2.16 Diagrama CCT	31
Fig 2.17 Grafico de revenido para acero H13.	32
Fig 2.18 Diagrama tiempo temperatura para el Acero H13.	33
Fig 2.19 Diagrama de equilibrio Fe-N	36
Fig. 2.20 Microestructura de acero SAE 4140 templado y revenido luego de (a) nitruración gaseosa por 24 h a 525 °C con 20 a 30 % de disociación: capa blanca (Fe ₂ N) de 0.005 a 0.0075 mm, nitruros de hierro y martensit	38
Figura 5.1 esquema de medición de capa nitrurada y capa de óxidos.	46
Fig 6.1 a) Metalografía del testigo del subgrupo 4 antes de la prueba, b) Metalografía de la misma muestra después de 16 hrs dentro del horno de precalentamiento a 450°, se nota un desprendimiento de la capa nitrurada.	51
Fig. 6.1 a) Metalografía del testigo del subgrupo 4 antes de la prueba, b) Metalografía de la misma muestra después de 24 hrs dentro del horno de precalentamiento a 450°, se nota un desprendimiento de la capa nitrurada.	51

INDICE DE TABLAS

TABLA	PG
Tabla 2.1 Composición química en porcentaje del acero H13 (valores aproximados)	23
Tabla 2.2 Características de procesamiento y servicio en aceros grado herramienta grupo H (base cromo)	24
Tabla 2.3 Efecto de pre-calentamiento temperaturas elevadas en la resistencia al impacto (tenacidad): Templado a 1010°C (1850°F), enfriamiento al aire, doble revenido a la dureza indicada.	40
Tabla 5.1 Subgrupos de muestras.	45
Tabla 6.1 Espesor de capa nitrurada inicial	46
Tabla 6.2 Espesor de capa nitrurada final	47
Tabla 6.3 Diferencia de medias entre subgrupos en función de tiempo.	48
Tabla 6.4 Sumatorias y promedios para cálculo de modelo de regresión lineal	50
Tabla 6.5 Diferencia de medias entre subgrupos en función de tiempo	49
Tabla 6.6 Sumatorias y promedios para cálculo de modelo de regresión lineal	53

INDICE DE GRAFICOS

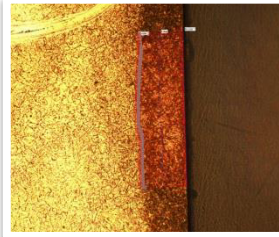
GRAFICO	PG
Gráfico 3.1.- Pareto de causas de baja temprana en el mes de junio de 200	41
Grafico 5.1: esquema de tratamiento térmico de temple y revenido.	44
Gráfico 6.1.- Diferencia de medias de capa nitrurada entre subgrupos en función de tiempo.	48
Gráfico 6.2 Espesores de capa de óxido en función de tiempo.	50

BIBLIOGRAFIA

1. M. Bauser, G. Sauer, K. Siegert, Extrusion: second edition. American Society of Materials international, Material Park, Ohio, USA. (2006)
2. David Pye, Practical nitriding and ferritic Nitrocarburizing. American Society of Materials Material Park, Ohio, USA. (2005)
3. Torsten Ericsson, Principles of Heat Treating of Steels, ASM handbook Vol. 4 Heat treating. Society of Materials Material Park, Ohio, USA (1991)
4. G. F. Vander Voort fourth edition. Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels, American Society of Materials International Material Park, Ohio, USA (2007).
5. M. J. Kiemele, S. R. Schmidt, R.J. Berdine, Basic statistics Tools for continuous improvement, Fourth edition, Air Academy Press, Colorado Springs, CO, USA (2000).

APENDICE A

Compilación de micrografías usadas para el estudio



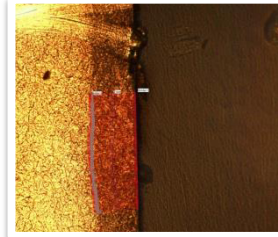
A

Muestra 1 inicial



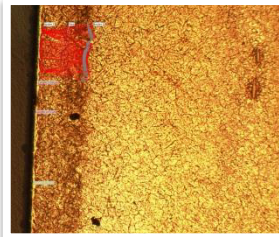
B

Muestra 1 inicial



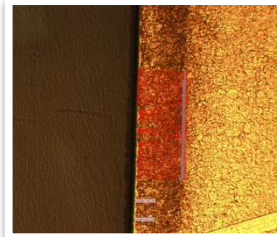
C

Muestra 1



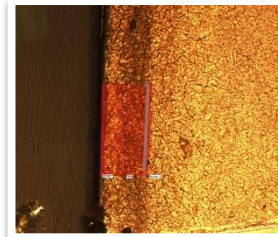
A

Muestra 2 inicial



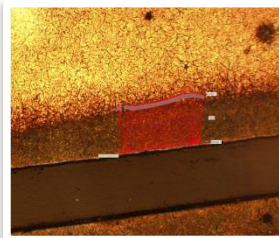
B

Muestra 2 inicial



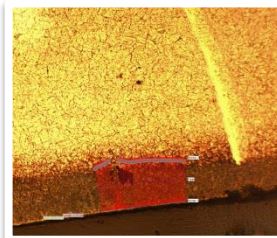
C

Muestra 2 inicial



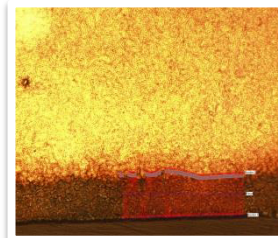
A

Muestra 3 inicial



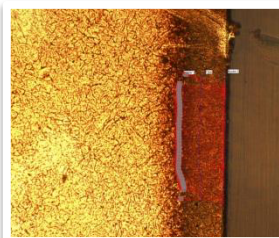
B

Muestra 3 inicial



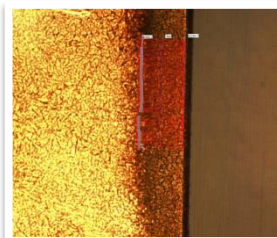
C

Muestra 3 inicial



A

Muestra 4 inicial



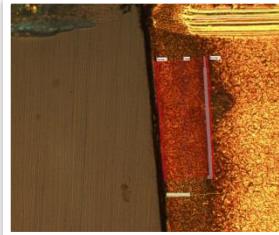
B

Muestra 4 inicial



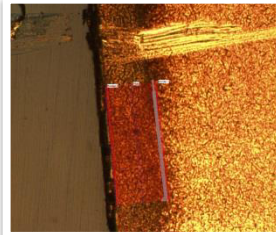
C

Muestra 4 inicial



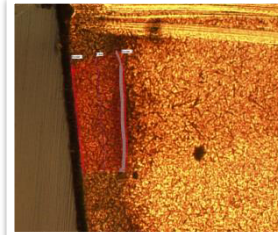
A

Muestra 5 inicial



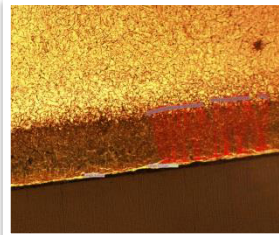
B

Muestra 5 inicial



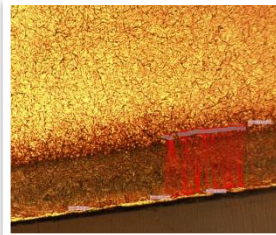
C

Muestra 5 inicial



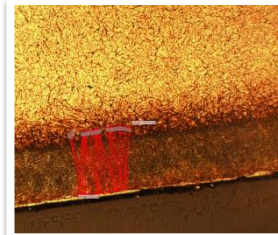
A

Muestra 6 inicial



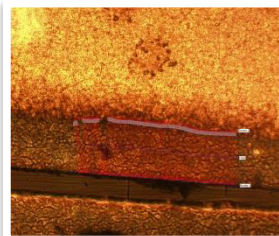
B

Muestra 6 inicial



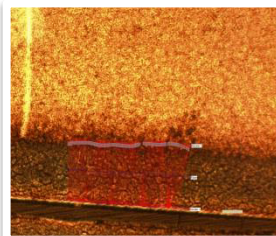
C

Muestra 6 inicial



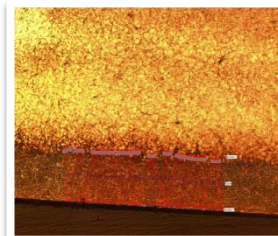
A

Muestra 7 inicial



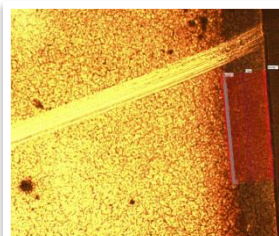
B

Muestra 7 inicial



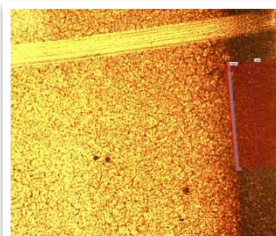
C

Muestra 7 inicial



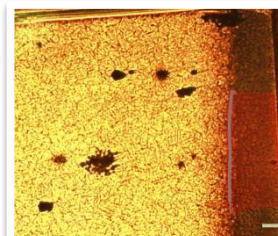
A

Muestra 8 inicial



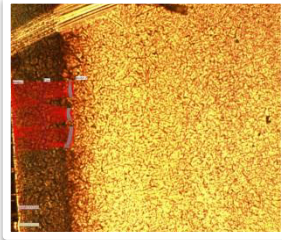
B

Muestra 8 inicial



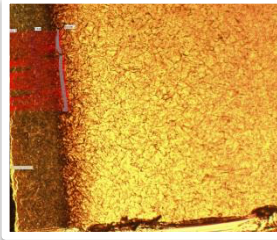
C

Muestra 8 inicial



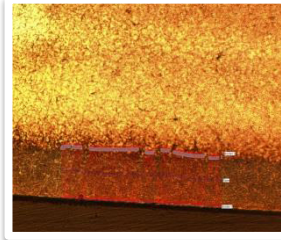
A

Muestra 9 inicial



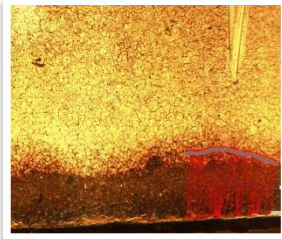
B

Muestra 9 inicial



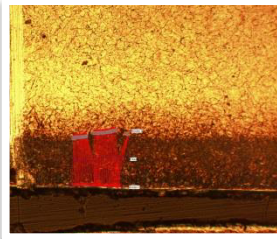
C

Muestra 9 inicial



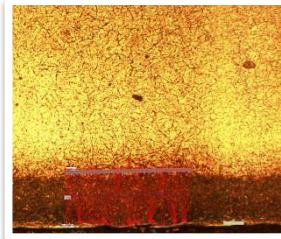
A

Muestra 10 inicial



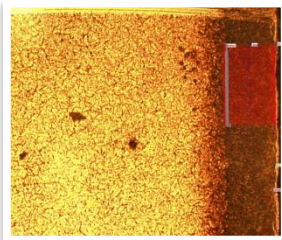
B

Muestra 10 inicial



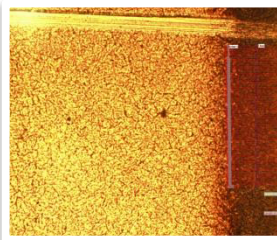
C

Muestra 10 inicial



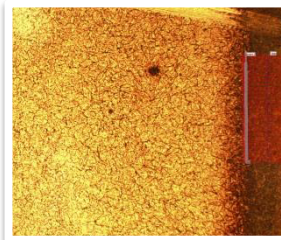
A

Muestra 11 inicial



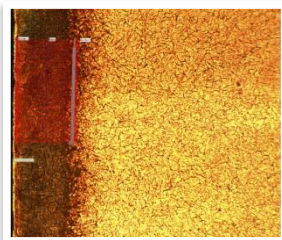
B

Muestra 11 inicial



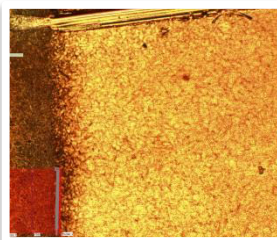
C

Muestra 11 inicial



A

Muestra 12 inicial



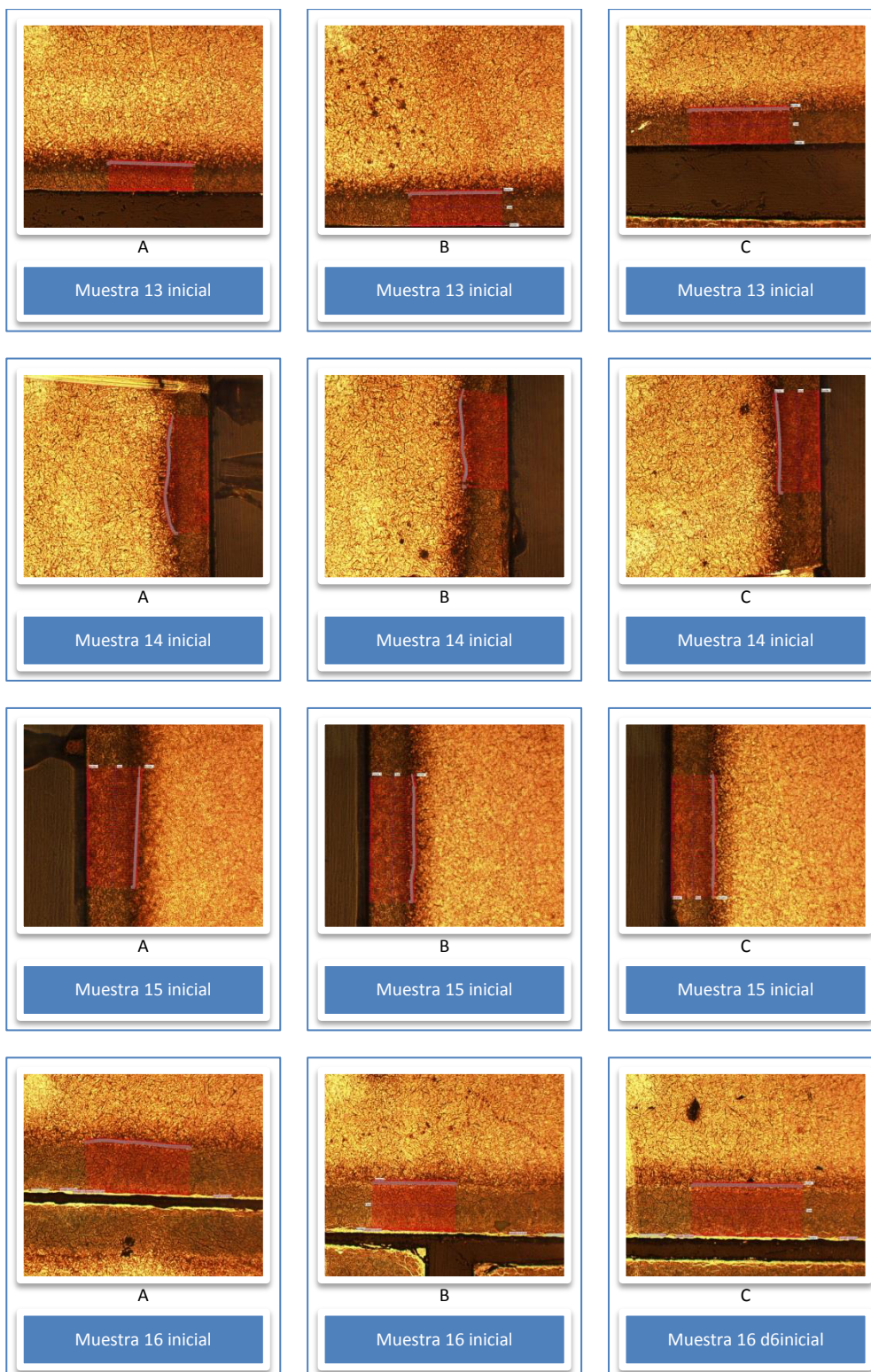
B

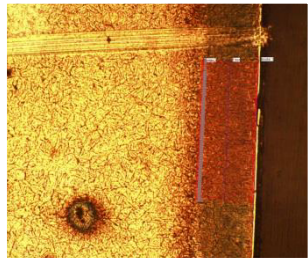
Muestra 12 inicial



C

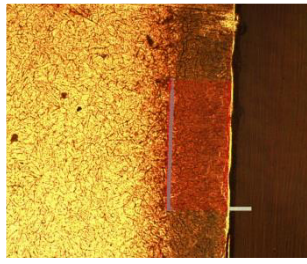
Muestra 12 d6inicial





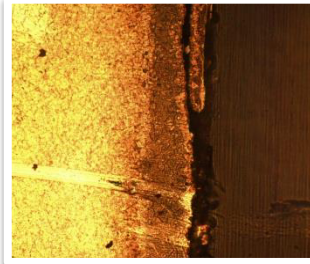
A

Muestra 17 inicial



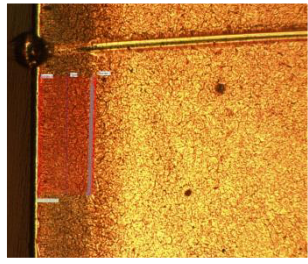
B

Muestra 17 inicial



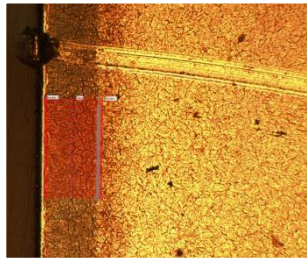
C

Muestra 17 inicial



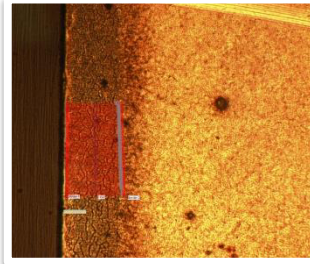
A

Muestra 18 inicial



B

Muestra 18 inicial



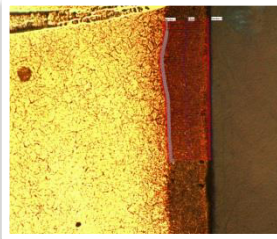
C

Muestra 18 inicial



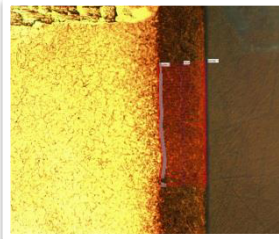
A 4hrs

Muestra 1 Final



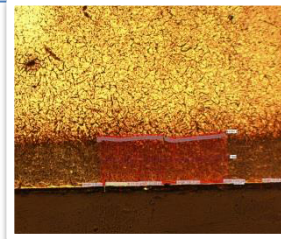
B 4hrs

Muestra 1 Final



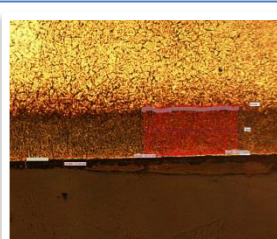
C 4hrs

Muestra 1 Final



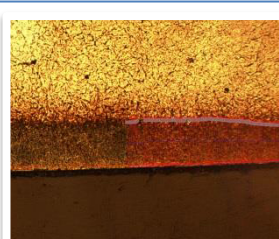
A 4 hrs

Muestra 2 Final



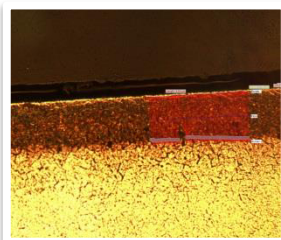
B 4 hrs

Muestra 2 Final



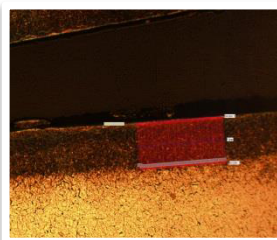
C 4hrs

Muestra 2 Final



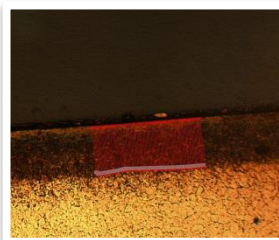
A 4hrs

Muestra 3 Final



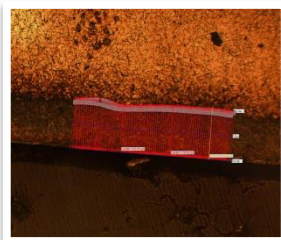
B 8hrs

Muestra 3 Final



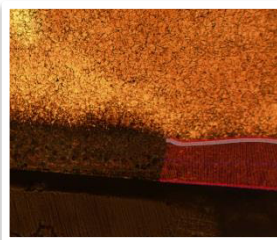
C 8hrs

Muestra 3 Final



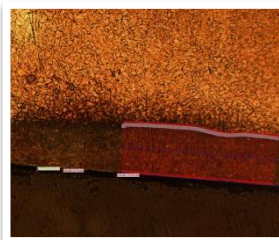
A 8hrs

Muestra 4 Final



B 8hrs

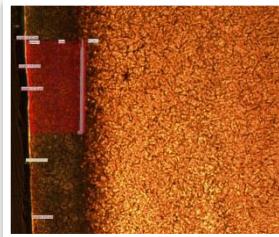
Muestra 4 Final



C 8hrs

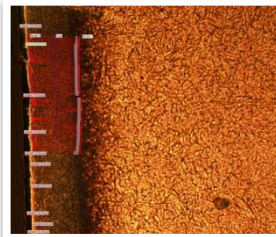
Muestra 4 Final





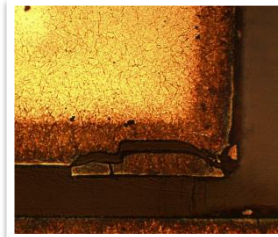
A 12 hrs

Muestra 9 inicial



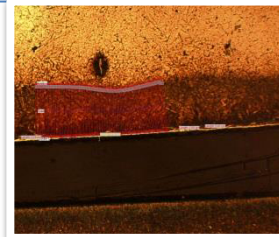
B 12 hrs

Muestra 9 inicial



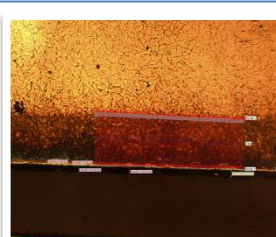
C 12 hrs

Muestra 9 inicial



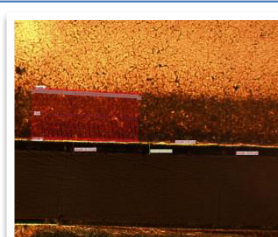
A 16 hrs

Muestra 10 inicial



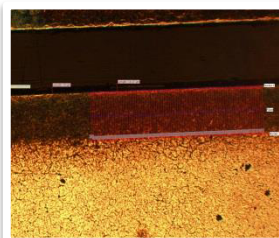
B 16 hrs

Muestra 10 inicial



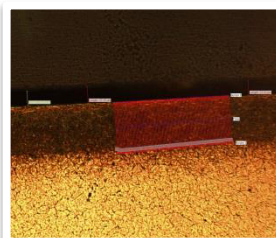
C 16 hrs

Muestra 10 inicial



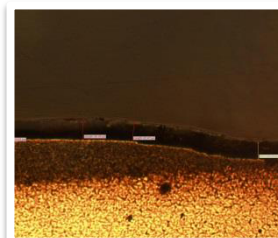
A 16 hrs

Muestra 11 inicial



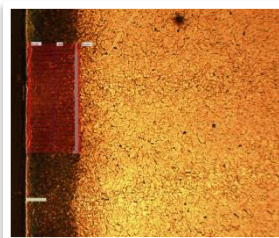
B 16 hrs

Muestra 11 inicial



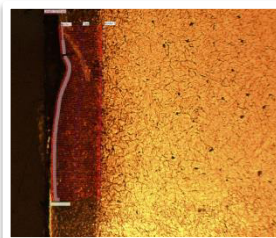
C 16 hrs

Muestra 11 inicial



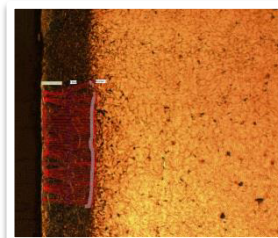
A 16 hrs

Muestra 12 inicial



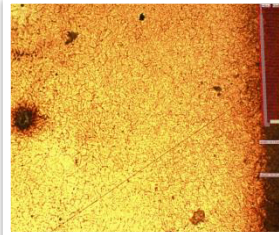
B 16 hrs

Muestra 12 inicial



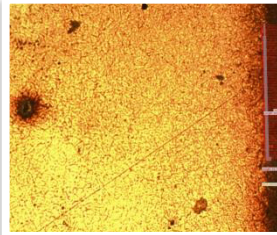
C 16 hrs

Muestra 12 inicial



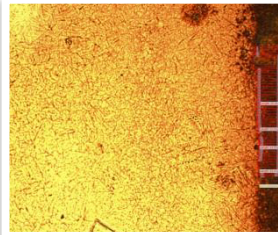
A 20 hrs

Muestra 13 Final



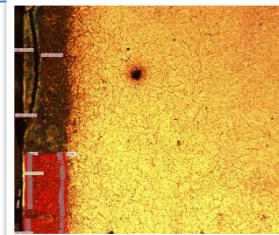
B 20 hrs

Muestra 13 Final



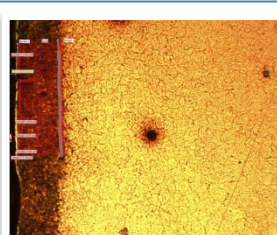
C 20 hrs

Muestra 13 Final



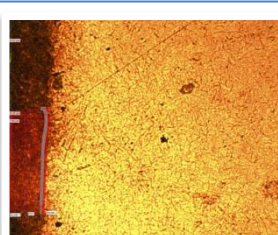
A 20 hrs

Muestra 14 Final



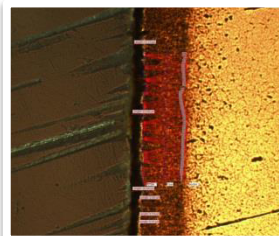
B 20 hrs

Muestra 14 Final



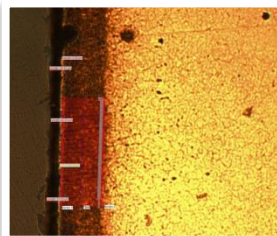
C 20 hrs

Muestra 14 Final



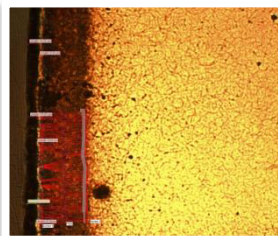
A 20 hrs

Muestra 15 Final



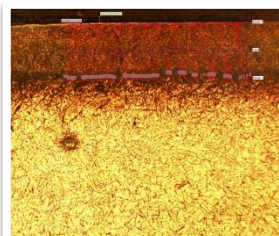
B 20 hrs

Muestra 15 Final



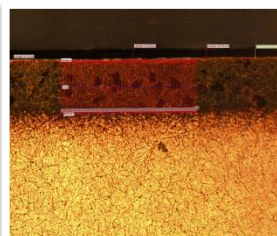
C 20 hrs

Muestra 15 Final



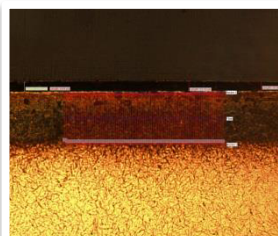
A 24 hrs

Muestra 16 Final



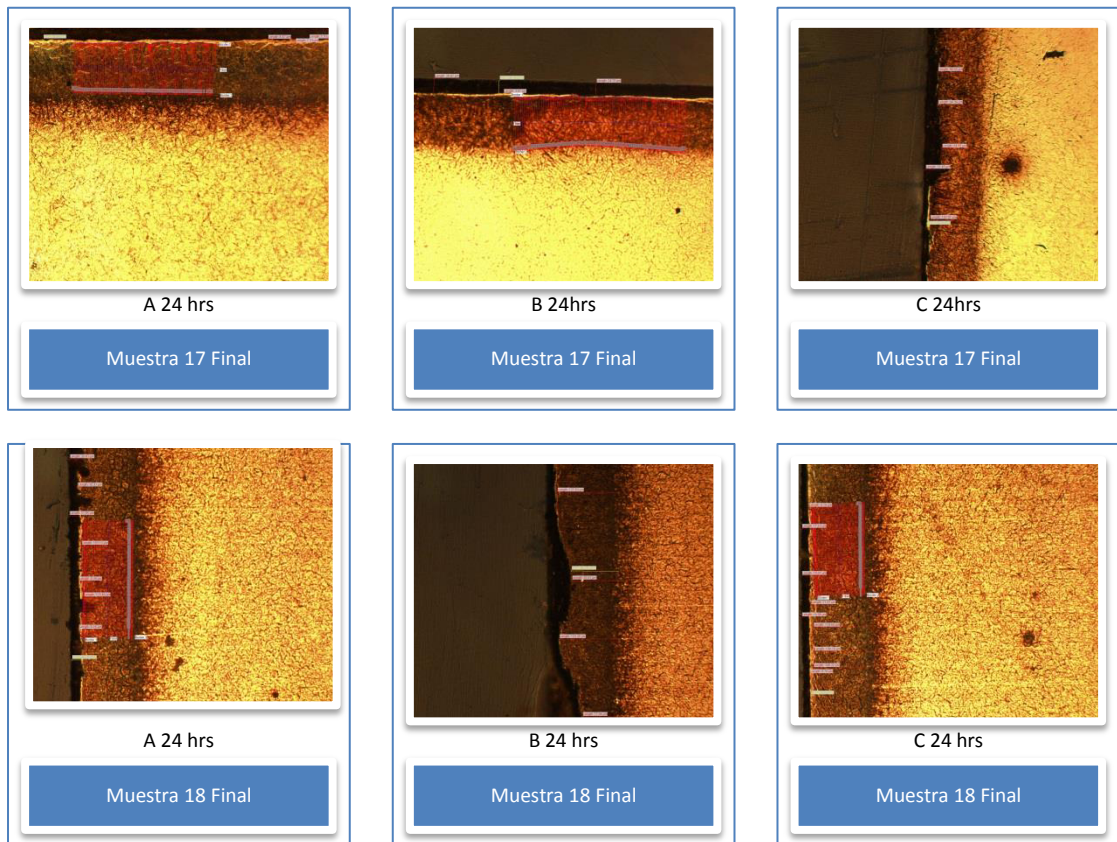
B 24 hrs

Muestra 16 Final



C 24 hrs

Muestra 16 Final



Nota: Todas las imágenes fueron tomadas a 200X y atacadas con nital al 5% durante 30 segundos